



## 저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학석사 학위논문

# 직접 에너지 적층 공정을 이용한 316L 스테인리스강의 보수 공정 설계

The Design of Repair Process for 316L Stainless Steel  
by using Direct Energy Deposition

지도교수 심 도 식

2020년 2월

한국해양대학교 대학원

조선기자재공학과

오 욱 진

본 논문을 오욱진의 공학석사 학위논문으로 인준함.

위원장 이 은 경 (인)

위 원 고 정 혁 (인)

위 원 심 도 식 (인)

2019년 12월 17일

한국해양대학교 대학원

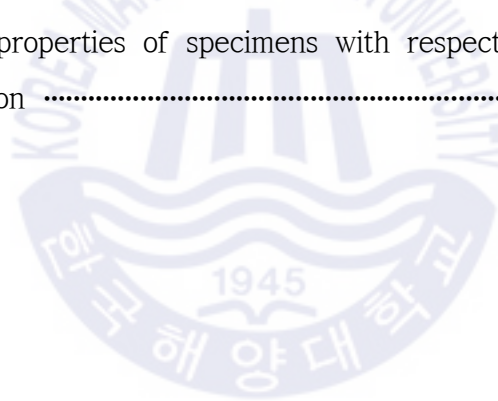
# 목 차

List of Tables .....	iii
List of Figures .....	iv
Abstract .....	ix
 1. 서 론	
1.1 연구배경 .....	1
1.2 국내·외 연구 동향 .....	3
1.3 연구 목적 및 범위 .....	7
 2. 316L 스테인리스강 적층 특성 분석을 위한 기초 실험	
2.1 직접 에너지 적층 공정 .....	8
2.2 실험 장비 및 재료 .....	10
2.3 적층 특성 분석 .....	13
 3. DED 공정을 이용한 보수실험	
3.1 실험 준비 및 방법 .....	17
3.2 단면 및 미세조직 관찰 .....	18
3.3 경도시험 .....	25
3.4 인장시험 .....	27
3.5 결론 .....	31
 4. 그루브(groove) 형상에 따른 보수 특성	
4.1 보수를 위한 그루브 종류 및 폭 조건 .....	32
4.2 단면 관찰 .....	34
4.2.1 그루브 종류에 따른 단면 관찰 .....	34

4.2.2 그루브 폭에 따른 단면 관찰 .....	37
4.3 인장 시험 .....	39
4.3.1 그루브 종류에 따른 인장특성 .....	39
4.3.2 그루브 폭에 따른 인장특성 .....	44
4.4 결론 .....	49
 5. 결함 억제를 위한 공정 중 후열처리 효과	
5.1 공정 중 후열처리 방법 및 조건 .....	51
5.2 온도 변화 관찰 .....	53
5.3 단면 관찰 .....	58
5.4 미세조직 관찰 .....	62
5.5 경도시험 .....	64
5.6 인장시험 .....	67
5.7 결론 .....	76
 6. 공정 중 모재 가열이 결함 및 보수 특성에 미치는 효과	
6.1 공정 중 모재 가열 방법 및 조건 .....	78
6.2 온도 변화 관찰 .....	80
6.3 단면 관찰 .....	82
6.4 미세조직 관찰 .....	87
6.5 경도시험 .....	91
6.6 인장시험 .....	94
6.7 결론 .....	100
 7. 결론 .....	102
 참고문헌 .....	105
감사의 글	

## List of Tables

<b>Table 2.1</b> Chemical composition of materials .....	12
<b>Table 2.2</b> Process parameters .....	16
<b>Table 2.3</b> Repairing parameters for 316L stainless steel powders .....	16
<b>Table 3.1</b> Tensile properties according to repair depth .....	28
<b>Table 4.1</b> Tensile properties of specimens at different groove shapes ...	40
<b>Table 4.2</b> Tensile properties of specimens at different groove width .....	46
<b>Table 5.1</b> Tensile properties of specimens without ED and with ED according to repair depth .....	70
<b>Table 6.1</b> Tensile properties of specimens with respect to SH temperature and treated condition .....	96



## List of Figures

<b>Fig. 1.1</b> Suitability and category of additive manufacturing for metals, ceramics, and polymer materials .....	3
<b>Fig. 1.2</b> Process flow for remanufacturing .....	6
<b>Fig. 1.3</b> AM deployment and technology for repair according to the types of industry .....	6
<b>Fig. 2.1</b> Schematic diagram of the DED process .....	9
<b>Fig. 2.2</b> Application of a variety of DED technology .....	9
<b>Fig. 2.3</b> DED machine (DMT MX3) .....	11
<b>Fig. 2.4</b> Schematic diagram of depositing process .....	11
<b>Fig. 2.5</b> SEM image of powder 316L stainless steel .....	12
<b>Fig. 2.6</b> Deposition characteristics according to; (a) laser power (PR 4.5, CG 6, SS 6), (b) powder flow rate (P 900, CG 6, SS 850), (c) coaxial gas flow rate (P 900, PR 4.5, SS 850), (d) scanning speed (P 900, PR 4.5, CG 6) .....	15
<b>Fig. 3.1</b> Repairing procedures .....	17
<b>Fig. 3.2</b> Schematic diagram of pre-machined substrate .....	18
<b>Fig. 3.3</b> Micro-image of cross-section surface of (a) D/H-0.5 (b) D/H-1.0 and (c) D/H-2.0 sample .....	20
<b>Fig. 3.4</b> SEM micrographs of the microstructure of the repaired trapezoidal groove zone: (a) low magnification of the parallel part of trapezoidal groove of D/H-0.5, (b) microstructure of D/H-0.5 sample in substrate, and (c) microstructure of near the layer interface of D/H-0.5 .....	21
<b>Fig. 3.5</b> SEM micrographs of the DEDed: (a) microstructure of 1~3 layer, (b) microstructure of 2~4 layer .....	22

Fig. 3.6 EDS results of D/H samples .....	23
Fig. 3.7 Inverse pole figure of specimens: (a) R-DED, (b) hot-rolled substrate; (c) misorientation angle distribution of hot-rolled substrate .....	23
Fig. 3.8 Phase map of R-DED specimens .....	24
Fig. 3.9 Variation in hardness values of hot-rolled, DEDed .....	26
Fig. 3.10 Microhardness distribution of D/H sample .....	26
Fig. 3.11 Fabrication of tensile specimen .....	28
Fig. 3.12 Stress-strain curve of D/H specimen .....	28
Fig. 3.13 Macro image of D/H-0.5, D/H-1.0 and D/H-2.0 specimen after tensile test of repaired specimen .....	29
Fig. 3.14 Fractured surfaces of repaired tensile specimen with repair depth of 0.5mm: (a) low magnification of repaired specimen, (b) high magnification of repairing zone, (c) high magnification of HAZ, (d) high magnification of substrate .....	30
Fig. 4.1 Trapezoidal, elliptic and capsule-type grooves for repair .....	32
Fig. 4.2 Pre-machined substrate at different groove width .....	33
Fig. 4.3 Images of cross-sections of specimens repaired at different groove shapes: (a) repaired substrate, (b) trapezoidal, (b) elliptic, (c) capsule-type sample .....	36
Fig. 4.4 Repaired substrates and PT results at different repair widths ..	37
Fig. 4.5 Cross-section images of samples at different groove widths .....	38
Fig. 4.6 Fabrication of tensile specimens .....	40
Fig. 4.7 Engineering stress-strain curves with respect to different groove shapes .....	40
Fig. 4.8 Fractured tensile specimens with different grooves .....	41
Fig. 4.9 Fractured surfaces of tensile specimens: (a) trapezoidal, (b) elliptic, (c) capsule-type groove .....	44



<b>Fig. 4.10</b> (a) Stress-strain curves at different groove widths and (b) comparison of wrought and repaired specimen .....	46
<b>Fig. 4.11</b> Schematic of stress profile near crack at different groove widths ..	45
<b>Fig. 4.12</b> Fractured surfaces of tensile specimens at different repair widths: (a) width 8mm, (b) width 14mm, and (c) width 20mm .....	47
<b>Fig. 5.1</b> (a) Repairing zone and ED zone, and (b) Variation in ED volumes .....	52
<b>Fig. 5.2</b> DED machine for experiments and setup for temperature monitoring around the repaired area .....	54
<b>Fig. 5.3</b> Temperature changes during deposition and cooling at different ED volumes: (a) width variation and (b) height variation .....	56
<b>Fig. 5.4</b> Comparison of temperature variation according to excess deposition shape .....	57
<b>Fig. 5.5</b> (a) Results of liquid dye penetrating tests, and (b) Macro-images of the cross section of specimens with respect to the repair depth and excess deposition .....	58
<b>Fig. 5.6</b> (a) Cross-section images and (b) size of the cracks of specimens repaired with different volumes .....	61
<b>Fig. 5.7</b> SEM micrographs of the deposited 316L stainless steel with excess deposition (1.5 mm height) .....	63
<b>Fig. 5.8</b> Vickers hardness distribution at different conditions: (a) width variation and (b) height variation .....	65
<b>Fig. 5.9</b> Comparison of Vickers hardness and indentation marks at top layer in repairing zone .....	66

<b>Fig. 5.10</b> Engineering stress-strain curves of without ED and with ED according to repair depth .....	70
<b>Fig. 5.11</b> (a) Macro-fractography of fractured tensile specimens and (b) schematic illustration of fracture behaviors of tensile specimens with ED and (c) schematic illustration of fracture behaviors of tensile specimens without ED .....	73
<b>Fig. 5.12</b> Fracture surface of tensile specimen with excess deposition; (a) low magnification of fracture surface and (b), (c), (d), (e) high magnification of fracture surface at different positions .....	74
<b>Fig. 5.13</b> Fracture surface of tensile specimen without excess deposition: (a) low magnification of fracture surface and (b), (c) high magnification of fracture surface at different positions .....	75
<b>Fig. 6.1</b> (a) In-situ substrate heating (SH) treatments and (b) scanning procedure used during the repair process .....	79
<b>Fig. 6.2</b> DED machine and setup for preheating substrate .....	80
<b>Fig. 6.3</b> Temperature changes during deposition at different heating process : (a) In-situ post heating, (b) In-situ substrate heating .....	81
<b>Fig. 6.4</b> Macro-images of cross-section of untreated and in-situ SH specimens .....	83
<b>Fig. 6.5</b> (a) Cross-section showing microcrack and pores at the substrate-repair interface and (b) size of interfacial crack at different heating temperatures, and (c) un-melted powders around repaired interface .....	85
<b>Fig. 6.6</b> Schematic of melt pool formation at different positions .....	86
<b>Fig. 6.7</b> SEM micrographs of repaired 316L stainless steel with different SH temperatures .....	88

<b>Fig. 6.8</b> Inverse pole figure and grain aspect ratio maps of samples at different heating temperatures (BD-TD plane): (a) 25° C, (b) 250° C, (c) 350° C, (d) 450° C .....	89
<b>Fig. 6.9</b> EDS results of (a) untreated and (b) SH treatment sample .....	90
<b>Fig. 6.10</b> Hardness distribution of (a) untreated and In-situ SH sample and (b) repairing zone with respect to SH temperature .....	93
<b>Fig. 6.11</b> Engineering stress-strain curves (a) at different SH temperatures, and (b) with untreated and In-situ SH sample .....	96
<b>Fig. 6.12</b> Fracture behaviors of SH-treated specimen during tensile test	98
<b>Fig. 6.13</b> SEM images of the fracture surface of tensile specimens treated with in-situ SH at temperatures of (a)(e) 25° C (i.e., untreated), (b)(f) 250° C, (c)(g) 350° C, and (d)(h) 450° C. (a)–(d) low magnification and (e)–(h) high magnification .....	99

# The Design of Repair Process for 316L Stainless Steel by using Direct Energy Deposition

Oh, Wook Jin

*Department of Marine Equipment Engineering  
Graduate School of Korea Maritime and Ocean University*

## Abstract

The metal additive manufacturing (AM) process is a technology that uses laser or electron beam to melt metal materials and rapidly solidify them, depositing layers of metal into three-dimensional shapes. One of the metal additive manufacturing processes, the direct energy deposition (DED) process can be used for product manufacturing, mold hardfacing, remodeling and repair. In particular, the laser-based DED process facilitates local deposition when parts are repaired, and has good quality advantages due to its lower thermal effect than conventional welding. Therefore, DED repair studies using various materials are actively carried out. However defects, such as pores and cracks, can occur at the interface between the substrate and the area to be repaired. In this study, the 316L stainless steel was repaired using the DED process, and in the process, it was found that defects occurred in the slope of the repair and substrate due to the temperature gradient and thermal stress of the melt pool. Thus, various methods such as groove shape, post heat treatment, and substrate heating during process were attempted to suppress defects.

In this study, a basic experiment was conducted according to the process variables for analysis of the 316L stainless steel deposition characteristics, and the design height and the conditions for which no defects occurred were

selected. These conditions were used for repair, and the possibility of repair was analyzed through the assessment of mechanical properties before and after. In addition, the results of experiments with the shape of the groove confirmed that the size of the cracks generated was reduced and the mechanical properties improved. Nevertheless, cracks occurred on the sloped surface due to lack of fusion. To this end, excess deposition was attempted such that the deposition volume is greater than the volume to be repaired, to cool down slowly. As a result, the 1mm repair depth specimen has reduced the size of the crack, increasing the tensile characteristics. In addition, the in-situ substrate heating was applied to reduce the cooling rate and thermal stress. This is commonly used in welding and is a method of heating the substrate before repair and during the process. As the temperature of the substrate heating increased, the crack size decreased, and the tensile characteristics were improved. In addition, the relationship between changes in microstructure characteristics and hardness was identified. Nevertheless, the tensile characteristics compared to the original materials were reduced due to cracks still present on the slope. This is because the energy density of melt pool formed on the slope decreases, resulting in a lack of fusion. Thus, it is planned to observe the relationship between the supplied energy density and deposition characteristics depending on the inclination of the sloped surface. Based on these findings, I would like to propose a variety of methods for controlling faults that can occur in the DED process that can be used in the component repair industry.

**KEY WORDS:** Direct energy deposition 직접 에너지 적층, Repair 보수, Groove shape 그루브 형상, In-situ post heating 공정 중 후열처리, In-situ substrate heating 공정 중 모개 가열

# 제 1 장 서 론

## 1.1 연구배경

적층 제조 공정(additive manufacturing, AM)은 4차 산업의 등장과 함께 제조 산업을 혁신시키는 제조공정기술 중의 하나로 평가되고 있으며, 기존의 절삭가공(subtractive manufacturing)으로 제작이 어려운 복잡한 형상들을 쉽게 구현할 수 있다는 장점으로 인해, 자동차, 항공우주 그리고 의료산업 제품 제작에 사용되어 지고 있다[1-3]. 이와 같은 AM 기술은 Fig. 1.1과 같이 사용하는 열원(heat source)과 공급원료(feedstock)에 따라서 세분화되며, 해당 공정의 특성에 따라 적용 범위가 정해진다[4]. 금속을 재료로 하는 적층 제조 공정은 분말 베드 융합(Powder Bed Fusion, PBF)과 직접 에너지 적층(Direct Energy Deposition, DED) 공정으로 분류가 된다. PBF 공정은 금속분말베드에 고출력 에너지를 선택적으로 조사하여 3차원 형태의 부품을 제조하는 공정이다. 특히, 고온 강도와 내식성이 우수하지만 기계 가공이 어려운 Ti-6Al-4V를 이용한 연구가 활발히 진행되어왔다[5,6]. 또한, AM 공정으로 제작된 부품은 적층 조건에 따라 기계적, 조직학적 특성이 변하게 된다. 이외에도 레이저 출력, 이송속도 그리고 분말 공급량과 같은 공정 변수는 결함, 미세 조직, 기계적 특성에 영향을 미친다. 또한, 적층제조로 제작된 소재는 기존 제조 공정(열간 압연, 주조 등)으로 제작된 부품과 유사하거나 우수한 기계적 특성을 가진다[7,8]. 이외에도, AM 공정으로 제작된 부품은 내부에 기공이 발생하여 밀도가 낮을 수 있다. 이를 해결하기 위해, 레이저 출력, 분말 공급량, 빔 크기, 노즐 이송속도와 같은 변수에 따른 공정 조건 최적화 연구가 진행되어왔다[9,10]. 최근에는 WC, TiC를 강화재로 사용한 금속기지 복합재료(MMC) 연구도 활발히 진행되고 있으며, MMC 제작 시 내부에 기공 및 균열이 발생하기 쉬워 강화재(reinforcement) 크기 및 함량을 변화시키는 등 다양한 연구가 시도되고 있다[11-13]. 적층제조 상태의 제품은 미세조직, 치수 정밀도, 표면 품질이 기존 공정보다 떨어지기 때문에 후열처리, 기계 가공과 같은 후속 공정이 필요하다. 용융과 급속 응고를 거쳐 형성된

미세조직은 주로 불규칙한 형태로 존재한다. 따라서 재결정 온도 이상의 열처리를 통해 균질화가 필요하다[14,15]. 또한, 형성된 잔류 응력 및 표면 조도를 향상시키기 위해 샷피닝(shot peening), 초음파나노표면개질(UNSM) 등 표면처리 기술이 적용되고 있다[16,17].

DED 공정은 PBF 공정과 더불어 금속을 이용한 적층제조기술을 대표하는 방식이다. 특히 DED 기술에서, 고출력 레이저를 사용하여 금속층(metal layer)을 형성하는 기술은 1980년도부터 여러 연구기관에 의해 시도되어 왔으며, 1998년 Optomec 社の LENS(laser engineered net shaping) system이 최초로 상용화되었고, 비슷한 시기에 POM Group 등에 의해 direct metal fabrication(DMF) system으로 개발되었다. 이후, laser direct process(LDP), laser metal deposition(LMD), direct metal tooling(DMT) 등 많은 파생 기술 혹은 명칭들이 생겨났지만, 2012년 미국재료시험협회(ASTM)에서는 레이저를 직접 조사하여 분말이나 와이어를 용융시켜 모재 표면에 적층하는 공법 전체를 DED라는 용어로 통합하였다. DED 공정은 국부 표면에 금속 와이어나 분말을 레이저 또는 전자빔을 이용하여 용융과 금속 응고를 거쳐 적층하는 공정을 말한다. 이와 같이, 형성된 적층부는 모재와 우수한 결합력을 가지며, 빠른 냉각 속도로 인해 치밀한 조직을 갖게 된다. 또한, 국부적인 적층이 용이한 장점을 이용하여 부품 표면에 원하는 기계적 특성을 부여할 수 있어, 금형의 표면 경도와 내마모성을 증가시키는 금형강화에 이용되고 있다[18,19]. 또한, 부품의 형상을 바꿀 수 있는 리모델링(re modeling), 부품 보수(repair)와 같은 재제조(remanufacturing) 산업에도 적용되고 있다[20, 21]. 최근에는 부품 재제조 산업이 여러 나라에 걸쳐 주목을 받고 있으며[22-24], 부품 재제조 절차는 Fig. 1.2와 같다. 특히, 부품 보수는 경제적이윤이 크기 때문에 부품 보수 관련 산업 적용 사례가 증가하고 있으며 부품 재제조 산업에 핵심 요소이다.



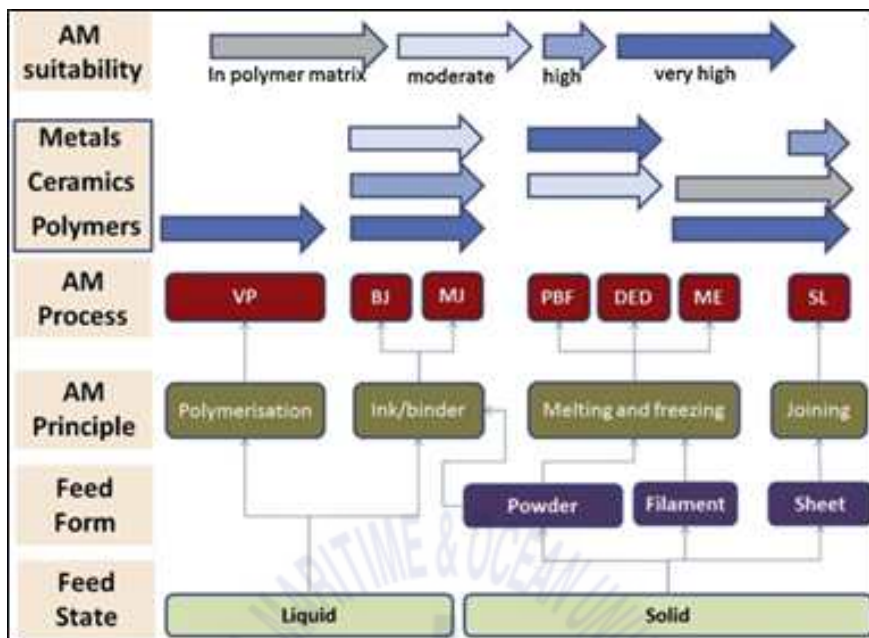


Fig. 1.1. Suitability and category of additive manufacturing for metals, ceramics, and polymer materials [4]

## 1.2 국내 · 외 연구동향

316L 스테인리스강(316L stainless steel)은 우수한 고온 인장강도와 크리프 피로 강도 그리고 높은 내식성을 가지기에 액체 금속 고속 증식로(liquid metal fast breeder reactor)와 열교환기(heat exchanger) 등에 사용되어 왔다[25-28]. 특히 오스테나이트 스테인리스강은 사용 중에 응력 부식 균열(stress corrosion cracking)이 발생하여 누수(leak)가 생길 수 있다[29, 30]. Traubert 등에 따르면 용접 접합된 열교환기 판(plate)부근 열영향부에 응력 부식 균열이 발생하여 누수가 생긴다고 보고하였다[31]. 응력 부식 균열은 부품 파손을 초래할 수 있으며, 구조물의 안전을 위해 필히 보수되어야 한다. 이와 같은 결함이 발생한 부품은 교체해서 사용되기도 하지만, 일반적으로 경제적, 환경적, 시간적인 문제를 고려하여 보수되어 재사용하기도 한다. 따라서, 부품 보수를 위해 일반적으로 경납땜(brazing), 전기스파크 증착(electrospark deposition, EDS), 용사 (thermal spray), 용접(welding)과 같은 공정들이 적용되어 왔고, 이외에도 다른 공정을 이용한 보수에 관한 연구들이 진행되어왔다. 다양한 공정 중 용접은 핵융합 및 핵분열 원자로에 사용되는 부품의 보수에 사용될 수 있기에 활발한 연구가 진



행되어 왔다. 하지만, 열영향부에서 발생한 균열로 인해 원자로 부품 보수에 적합하지 않다고 보고되고 있다[32, 33]. 이외에도, 구조재의 보수 공정으로 사용되는 서브머지드 아크 용접(submerged arc welding, SAW)은 입열량이 크기 때문에 모재에 두꺼운 크기의 열영향부를 형성하여 기계적 특성을 저하시킨다. 따라서, 모재에 형성되는 열영향부를 조절하기 위한 공정 변수에 대한 다양한 기초 연구가 진행되어왔다[34, 35]. 반면에 레이저를 열원으로 하는 DED 기술은 레이저가 가진 열 특성상, 기존의 육성용접에 의한 보수 분야에서 치명적인 단점으로 지적되고 있는 고열 용접 후의 모재와 용접 부위 간에 경도 편차와 얼룩무늬의 발생, 그리고 기계적 재료 성능 저하와 같은 문제점들을 수반하지 않는다.

Fig. 1.3 에서 보여주듯이, 최근에는 AM 공정을 이용한 부품 보수가 항공, 플랜트, 자동차 분야에서 적용되고 있으며, 특히, DED 공정을 이용한 부품 보수 비율이 높고, 관련 연구가 활발히 진행되고 있다 [36]. Petrati 등은 레이저 빔 직경, 분말 공급량, 이송속도, 레이저 출력과 같은 주요 변수를 변화시켜 다른 비드 크기를 선정하였다[37]. Lin 등은 레이저 솔리드 포밍(laser solid forming, LSF) 공정을 이용하여 전체 모재 부피 비율 대비하여 보수된 부피 비율에 따라 연구를 진행하였다. 그 결과, 60% 보수된 시편이 원소재(wrought)와 비슷한 기계적 강도를 가진다는 것을 밝혔다[38]. Zhuang 등은 티타늄 합금(TC4)을 소재로 하여 동종 소재에 대해 보수를 진행하였다. 그 결과 보수 비율이 50%인 시편의 인장강도와 항복강도가 보수 비율이 40%인 시편보다 높았다. 또한 열영향부의 경도가 모재부와 보수부 보다 높게 나타났는데, 이는 2차상(secondary phase)의 존재에 의한 것임을 밝혀냈다[39]. Liu 등은 반응표면분석 (surface response method) 을 통해 변수에 따른 기공, 밀도 그리고 경도에 대해 분석하였고, 최적화된 공정조건을 얻었다. 최적화된 공정조건으로 보수된 TC17 소재의 인장특성은 보수 전 인장 특성과 비교하여 불과 10% 정도만 감소함을 밝혔다. 또한, 에너지 분산형 분석기(energy dispersive analysis, EDS)를 통해 모재부와 보수부의 조성 차이가 없음을 확인하였다[40]. 이러한 DED 공정을 이용한 부품 보수 적용 사례는 탱크 엔진, 위성 부품, 헬리컬 기어, 드로잉 금형 등 다양한 산업 환경에서도 찾아볼 수 있다.

이와 같은 다양한 연구에도 불구하고, 특정 재료에 있어서 DED 공정을 이용하여 제조된 부품과 보수된 부품에는 균열이 존재할 수 있다. 이러한 균열이 발생하는 이유는 용융된 재료가 급속 응고되어 적층 되는 과정에서 발생하는 열응력과 높은 냉각속도 때문이다[41-44]. 위와 같은 균열을 제거하기 위해 다양한 방법들이 적용되고 있다. Wang 등은 모재부와 클래딩부 사이에 낮은 항복강도와 높은 소성을 갖는 316L 스테인리스 망(net)을 설치하여, 균열이 억제되는 효과를 확인하였다[45]. Fuxing 등은 레이저 클래딩 시 균열 발생의 물리적 메커니즘을 이론적으로 분석하였고, 레이저 출력이 커질수록 균열이 적어지고, 레이저 구경이 커질수록 균열이 많아짐을 확인하였다[46]. Yoo 등은 Al 모재 위에 Fe계 합금 분말 적층 가능성을 보여주며, 균열을 억제하기 위해서는 분말 공급량이 적어야 함을 밝혔다[47]. 위와 같은 방법 이외에, 모재 예열은 잔류 응력과 열변형 그리고 균열을 줄이기 위해 일반적으로 널리 사용되어왔다. Jendrzewski 등의 연구 결과에 따르면, 650℃ 이상으로 예열된 모재에 stellite 적층시 균열이 발생하지 않았고, 예열 온도가 높아질수록 내식성과 내마모성이 악화된다고 밝혔다[48]. Hidouci 등은 레이저 클래딩시 예열을 적용하여 발생하는 균열을 줄였고, Ni+WC 클래딩부의 미세조직과 기계적 특성을 연구하였다[49]. 이외에도, Zhang 등은 모재 예열 온도에 따라 실험 결과와 FEA를 비교하였고, 모재 예열이 표면 품질, 미세조직 그리고 기계적 특성과 관련이 있다고 언급하였다[50]. Baek 등은 DED 공정을 이용한 고속도 공구강 M4 분말 적층시 예열 온도에 따른 미세조직 관찰과 기계적 특성을 연구하였고, 적층 품질과 기계적 특성을 동시에 만족할 수 있는 최적의 예열 조건을 제시하였다[51].

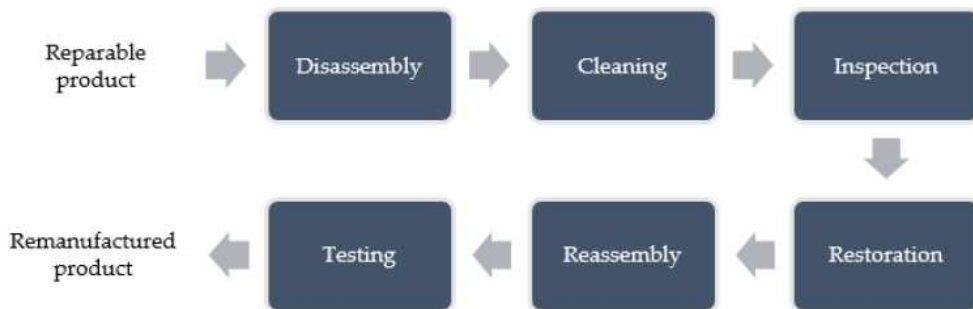


Fig. 1.2. Process flow for remanufacturing [36]

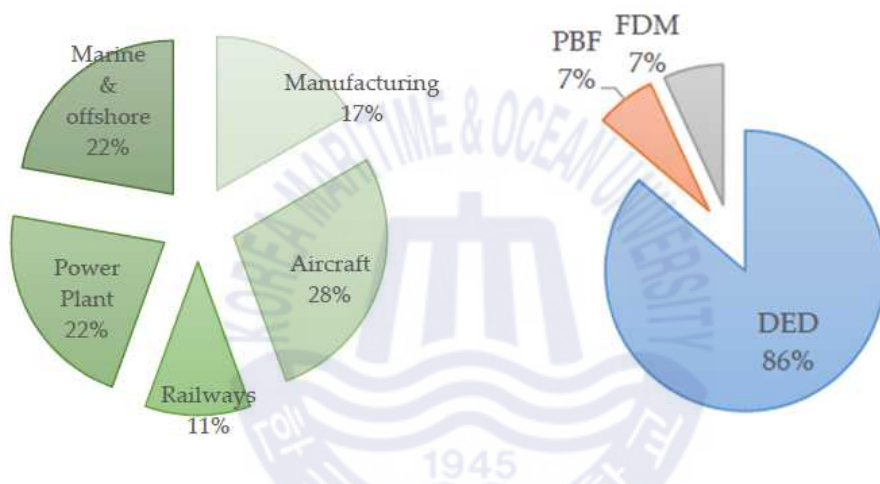


Fig. 1.3. AM deployment and technology for repair according to the types of industry [36]

### 1.3 연구 목적 및 범위

오스테나이트 스테인리스강은 높은 내식성과 고온 고압에서 인성이 우수하여 의료, 해양 분야 부품, 원자력 발전소 배관, 열교환기 등에 사용되어왔고 이를 이용한 연구가 활발히 진행되어왔다. 이와 같은 부품이 사용 중 손상되거나 파손되면 주로 아크 용접에 의해 보수되어 사용된다. 하지만, 응력 부식 균열에 의한 누수와 큰 입열량에 의해 원소재의 기계적 특성이 저하되는 단점이 있다. 따라서 최근에는 레이저를 기반으로 하는 DED 공정을 이용한 보수 연구가 고장력강, 인코넬, 타이타늄 등에 활발히 진행되어왔지만, 316L 스테인리스강 보수와 그 과정에서 발생하는 결함 억제에 관한 연구는 아직 없는 상황이다.

본 연구에서는 316L 스테인리스강의 DED 보수 가능성을 판단하고자 하였고, 보수 과정에서 발생하는 결함을 억제하기 위해 다양한 방법을 적용하였다. 316L 스테인리스강 보수를 위해 공정 변수에 따른 적층 특성을 분석하였고 적층 설계 높이와 유사하며 기공이 없는 조건을 보수 조건으로 선정하였다. 또한, DED 보수된 소재를 보수 깊이에 따라 단면 관찰 및 기계적 특성 평가를 수행하였다. 이외에도, 보수 공정 동안 냉각속도와 열응력에 의해 경사면에 발생할 수 있는 결함을 억제하기 위해 그루브 형상을 사다리꼴(trapezoidal groove), 타원(elliptic groove), 그리고 캡슐 형상(capsule-type groove)으로 변화시켰고, 그루브 폭을 달리하여 단면 관찰 및 기계적 특성을 평가하였다. 이외에도, 보수부의 냉각속도를 낮추기 위해 공정 중 후열처리를 적용하였고, 단면, 온도변화 관찰 그리고 인장 특성을 평가하였다. 마지막으로, 적층 과정에서 발생할 수 있는 열응력을 완화시키기 위해, 공정 중 모재 가열(in-situ substrate heating)을 시도하였다. 공정 중 모재 가열 과정에서 나타나는 온도 변화를 관찰하였고, 광학현미경과 주사전자현미경을 이용하여 균열을 관찰하였다. 이외에도, 보수된 소재의 인장 특성과 경도 변화를 관찰하였으며, 미세조직 관찰을 통해 기계적 특성을 분석하였다.

## 제 2 장 316L 스테인리스강 적층 특성에 대한 기초 실험

### 2.1 직접 에너지 적층 공정

공정 개념도(Fig. 2.1)에서 알 수 있듯이, 모재 표면으로 공급된 분말에 고출력 레이저 빔이 조사되어 모재와 분말을 함께 녹여 용융 풀(melt pool)을 형성한다. 빔이 조사되고 난 뒤 용융된 소재는 빠르게 응고되어 적층 비드를 형성하고, 비드가 특정 경로를 따라서 하나의 적층 면을 만들고, 이러한 과정을 반복하여 각 레이어를 높이 방향으로 적층시키게 된다. 레이저를 기반으로 하는 DED는 모재에 상대적으로 작은 열영향부(heat affected zone, HAZ)를 형성하며, 모재와 결합력이 우수하고 뒤틀림(distortion), 미세균열(micro-cracking) 발생이 적으며 정밀 적층이 가능한 장점이 있다. DED 공정의 주요 공정 매개 변수로는 레이저 출력, 레이저 빔의 크기, 파우더 공급 속도, 레이저 이송 속도가 있다. 특히, 레이저 이송 속도와 출력을 달리하여 미세조직의 크기와 형태를 조절할 수 있으며, 공급되는 분말량을 달리하여 형성되는 미세조직 형태에 영향을 줄 수 있다[52-54]. 또한, DED로 제작된 샘플은 원소재와 매우 유사한 인장 특성을 가진다고 보고되고 있다[55,56]. 더불어, 우수한 기계적 특성을 가지는 장점을 이용하여 금형 강화에도 이용되고 있다[57,58]. DED 장비는 파우더를 공급할 수 있는 다수의 호퍼(hopper)를 가지고 있으며, 이를 이용하여 경사기능 재료(functionally graded materials)를 제작할 수 있다[59-61]. 이외에도 기존 부품의 형상을 달리하여 새로운 기능을 부여할 수 있는 리모델링과 국부적으로 손상된 영역 보수에도 이용되고 있다(Fig. 2.2).



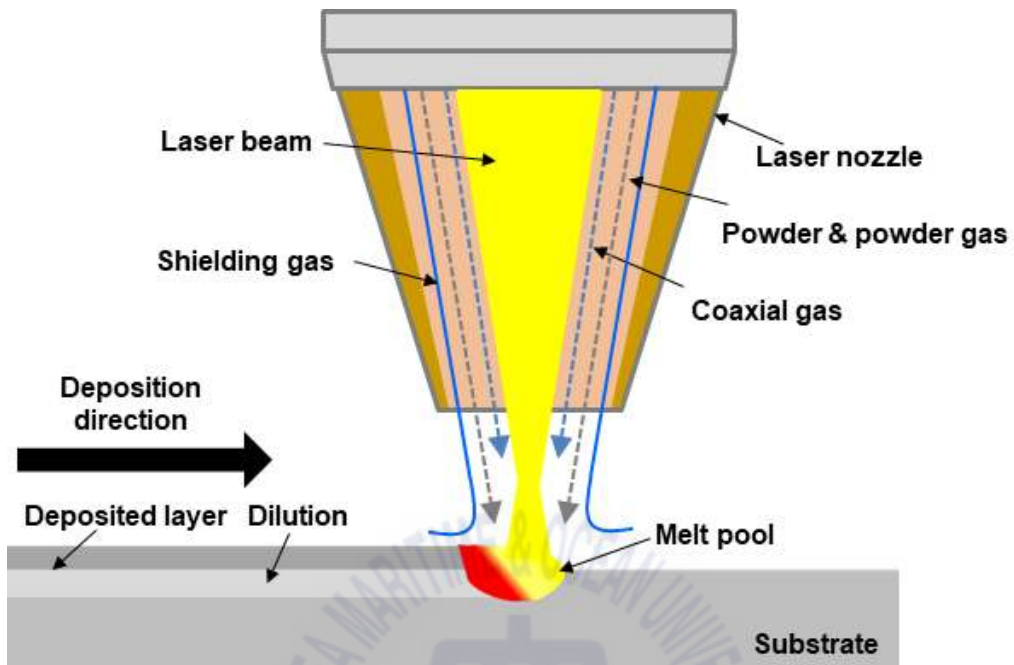


Fig. 2.1 Schematic diagram of the DED process



Fig. 2.2 Application of a variety of DED technology

## 2.2 실험 장비 및 재료

본 연구에 사용된 직접 에너지 적층 장비인 DMT(direct metal tooling) MX3 장비는 4kW의 CO<sub>2</sub> 레이저 시스템이 포함되어 있으며, MX-CAM 소프트웨어에 의해서 운영되는 5축 NC(numerical control) 장비이다(Fig. 2.3). 3개의 분말 호퍼와 함께, 분말 공급을 위한 파우더 노즐과 공정 가스로 구성된 파우더 공급 시스템으로 이루어져 있다. 3개의 분말 호퍼를 이용하여 각기 다른 분말을 공정에 이용할 수 있다. 또한, 공정 중 산화를 방지하기 위한 보호 가스와 주입된 분말의 운반 가스로 아르곤(argon)을 사용한다. 분말 공급 장치가 장착된 헤드에는 광학 비전(optical vision) 시스템과 통합되어 있으며, 모재 표면으로부터 9mm 떨어진 노즐에서 직경 1.0mm의 레이저 빔과 함께 분말을 공급한다. 장비는 MX-CAM 소프트웨어를 이용하여 적층하고자 하는 형상의 제작 방법을 설정하게 된다. 3차원 모델을 일정한 두께를 가지도록 분할(slicing)하고, 분할된 단면을 지그재그, 스파이럴과 같은 적층 경로(tool path)로 설정하여 제작할 수 있다. 또한, 노즐 이송속도 등을 설정할 수 있어 하나의 레이어를 형성하는 시간을 조절할 수 있다. 본 연구에는 지그재그 방향을 채택하여 단면 외부(contour)를 시작으로 내부(pocket)를 선을 교차(line by line)시키는 방식으로 채워 나가면서 단면을 형성하였다. 형성된 단면을 90도로 교차 시켜 높이 방향으로 적층하여 1.5mm 높이의 직육면체 형상을 제작하였다(Fig. 2.4).

연구에는 금속 분말과 모재로써 316L 스테인리스강을 사용하였다. 316L 스테인리스강은 높은 내식성, 고강도 및 생체 적합성을 가지고 있어 보철물, 해수 파이프 등 내식성을 요구하는 분야에 주로 이용되고 있다[62-64]. 레이저 영향을 최소화하기 위해 모재는 가로, 세로, 높이가 각각 100mm, 80mm, 10mm 크기의 직육면체 형상을 갖도록 와이어 가공하였고, 1080℃에서 고용화(solution annealed) 처리된 열간압연재(hot-rolled)를 사용하였다. 금속 분말은 가스 분무법(gas atomized)으로 제조된 75~150  $\mu$ m의 구형을 사용하였다. 모재와 금속분말에 대한 화학적 조성비는 Table 2.1에 나타난 바와 같으며, Fig. 2.5는 연구에 사용한 금속 분말 316L 스테인리스강의 사진이다.

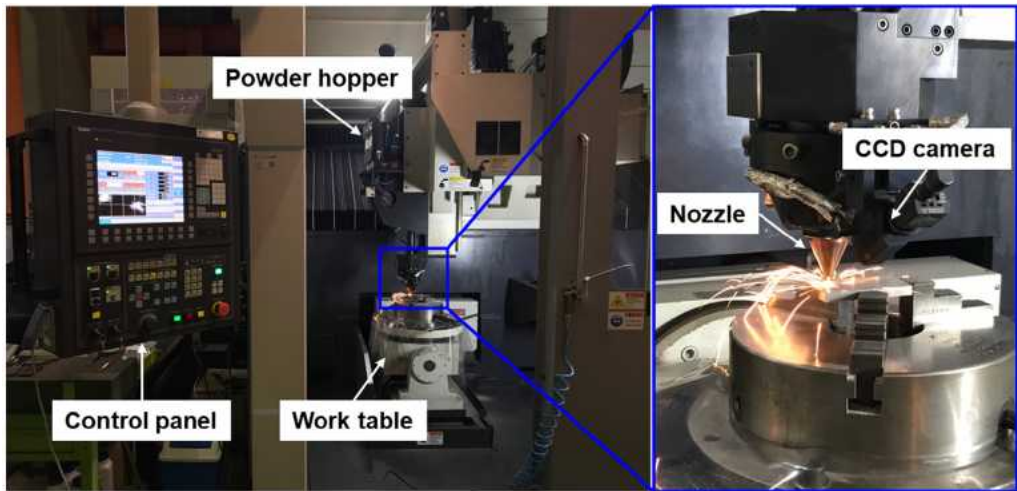


Fig. 2.3 DED machine (DMT MX3)

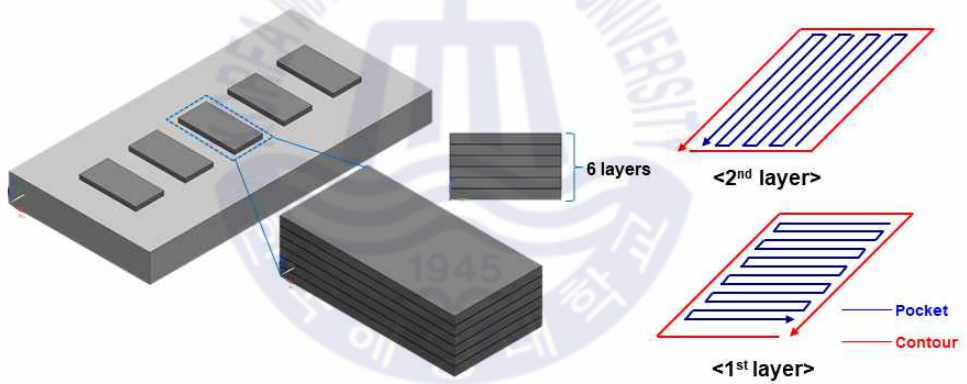


Fig. 2.4 Schematic diagram of depositing process



Table 2.1 Chemical composition of materials [wt, %]

Element	Substrate	Powder
Fe	Bal.	Bal.
C	0.017	0.019
Si	0.67	0.68
Mn	0.61	1.23
P	0.037	0.013
S	0.001	0.004
Cr	16.44	17.8
Ni	10.01	12.8
Mo	2.05	2.36
Cu	0.33	0.05
N	0.011	0.1

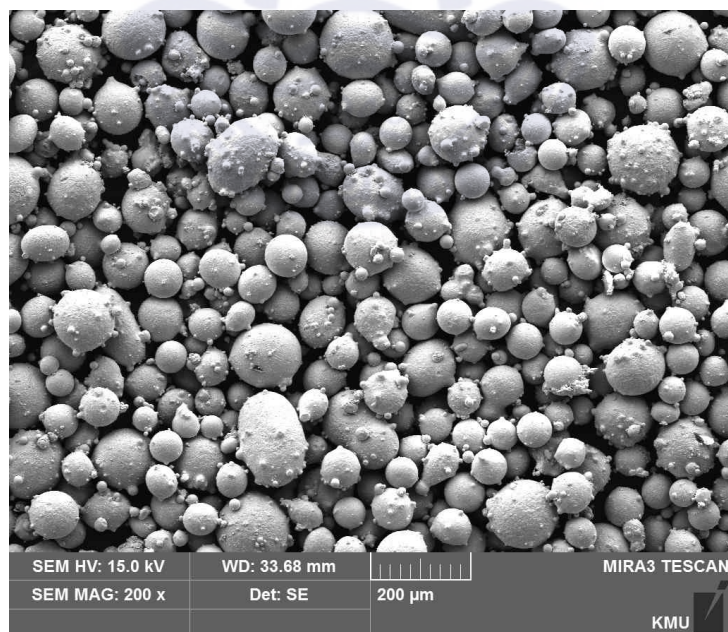


Fig. 2.5 SEM image of powder 316L stainless steel

## 2.3 적층 특성 분석

공정 변수에 따른 316L 스테인리스강 분말의 적층 특성을 분석하기 위해 설정한 공정 변수 값의 범위는 Table 2.2에 나타난 바와 같다. DED 주요 공정변수인 레이저 출력(power, P), 파우더 공급량(powder feed rate, PR), 코액셜 가스 공급량(coaxial gas flow rate, CG), 그리고 노즐 이송속도(scanning speed, SS)를 변화시켜 적층 실험을 수행하였다. 가로, 세로, 그리고 높이 각각 10mm, 20mm, 1.5mm 크기를 가지는 직육면체 형상을 적층하였고, 광학현미경을 통해 절단면에서의 적층부 형상과 결합(기공, 균열)을 관찰하였다. Keist 등에 따르면, 적층부 상단에서 제작된 인장시편의 인장강도는 적층부 하단에서 제작된 인장시편 보다 낮다는 결과를 보여주었다[65]. 이처럼 적층 높이는 기계적 강도에 영향을 미치는 것을 알 수 있고, 추후 보수에 적용하기 위해 적층 높이는 고려되어야 할 요인임을 알 수 있다.

Fig. 2.6은 공정조건에 따른 적층부의 단면을 나타낸다. Fig. 2.6 (a)에서와 같이 레이저 출력(P)이 700, 800, 900(W)로 커질수록 적층부의 높이가 높아지는 것을 알 수 있다. 이는 일정한 분말 공급량 비해 용융풀로 전달되는 에너지 밀도가 높아져 더 많은 양의 분말이 용융되어 적층되기 때문이다. 출력이 낮은 700W의 경우, 설계 높이(1.5mm)보다 적층부의 높이가 낮은 것을 알 수 있다.

Fig. 2.6 (b)는 분말 공급량(PR)에 따른 변화이며, 분말 공급량이 커질수록 적층부의 높이가 높아진다. 이러한 이유는 일정한 레이저 출력에서 공급되는 분말량이 많아질수록 용융되는 분말량이 많아지기 때문이다. 분말 공급량이 과도할 경우(6.5g/min), 설계 높이 이상으로 적층부의 높이가 높아지게 되었다.

Fig. 2.6 (c)는 공정 가스 공급량에 따른 적층 특성을 보여주고 있으며, 앞의 두 공정 조건과는 반대로 코액셜 가스 공급량(CG)이 4, 5, 6(l/min) 증가하면 적층부의 높이가 낮아지게 된다. 이는 가스 공급량이 증가하게 되면 용융풀로 전달되는 분말량이 적어져서 적층부의 높이가 낮아지게 되는 것이다.

한편, Fig. 2.6 (d)에서와 같이 이송속도(SS)가 650, 850, 1050(mm/min)으로 커

지면 적층부의 높이는 감소하는 경향을 보인다. 이러한 경향은 이송속도 증가로 입열량과 분말 공급량이 감소하고, 용융 시간이 감소하여 적층부의 높이가 낮아지게 된다. 이와 같이, 공정 변수에 따른 적층 특성을 관찰하였으며, 설계 높이를 만족시키기 위해서는 공정 변수의 적절한 조합이 필요함을 알 수 있다. 또한 공정 변수별로 적층부에 발생한 기공과 균열을 관찰하였다. 관찰 결과, 균열은 관찰되지 않았으나 일부 조건에서는 미세 기공이 발생함을 알 수 있었다. 기공은 주로 외곽 비드와 내부 비드 사이에 형성된 것을 알 수 있다. 이러한 기공은 용융풀이 형성되는 과정에서 발생한 가스가 갇혀 생기는 것으로 고찰된다. 본 연구에서는 설계 높이를 만족시키면서 기공의 발생이 가장 적은 조건을 최적화된 조건으로 설정하였으며, 이를 보수 공정에 사용하였다. 보수 공정에 사용한 DED 공정조건은 Table 2.3에 나타내었다.



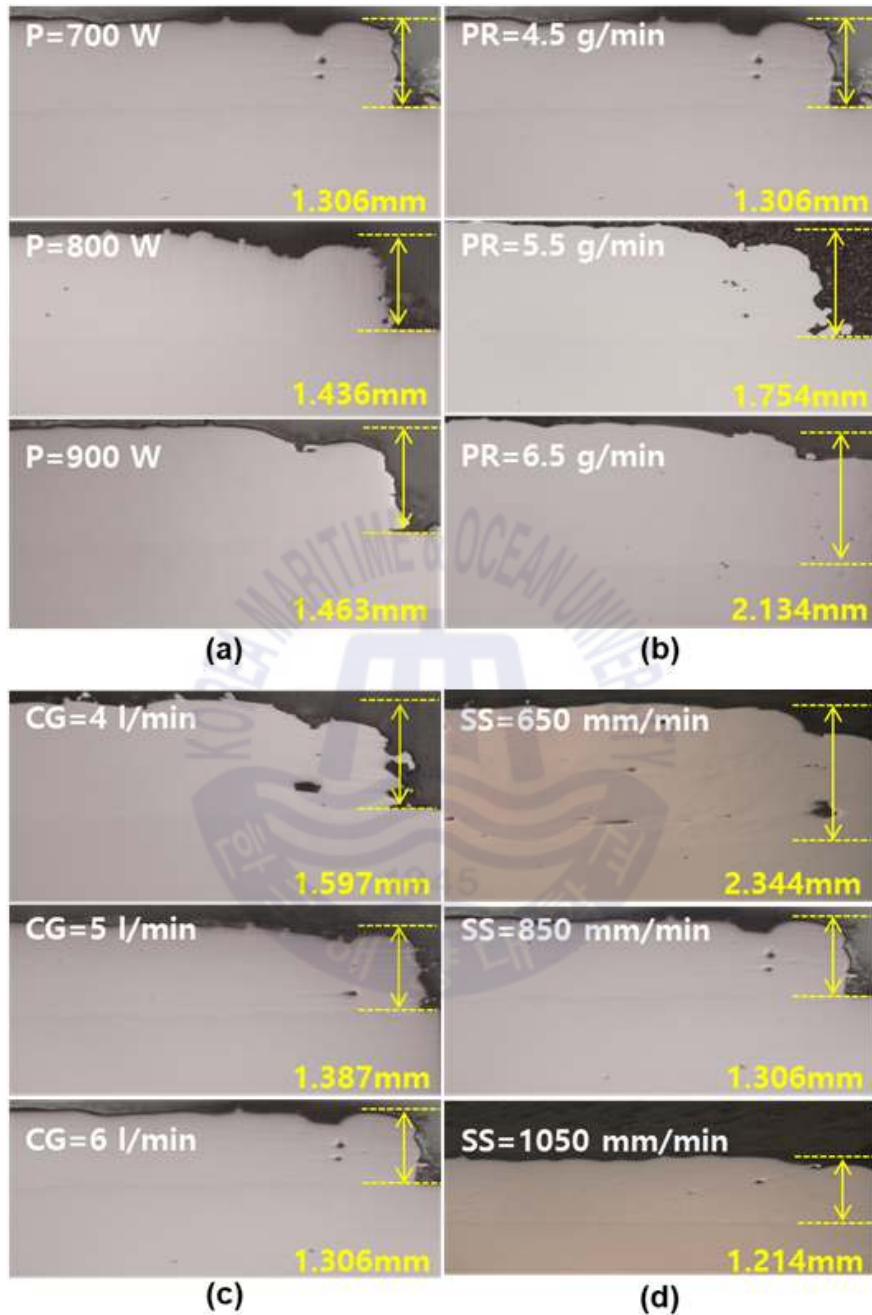


Fig. 2.6 Deposition characteristics according to: (a) laser power (PR 4.5, CG 6, SS 6), (b) powder feed rate (P 900, CG 6, SS 850), (c) coaxial gas flow rate (P 900, PR 4.5, SS 850), (d) scanning speed (P 900, PR 4.5, CG 6)

Table 2.2 Process parameters

Parameters	Value
Laser power (W)	700, 800, 900
Powder feed rate (g/min)	4.5, 5.5, 6.5
Scanning speed (mm/min)	650, 850, 1050
Coaxial gas flow rate (l/min)	4,5,6
Powder gas flow rate (l/min)	2.5
Shield gas flow rate (l/min)	7
Slicing layer height (mm)	0.25
Overlap size (mm)	0.5
laser beam size (mm)	1

Table 2.3 Repairing parameters for 316L stainless steel powders

Parameters	Value
Laser power (W)	900
Powder feed rate (g/min)	4.5
Scanning speed (mm/min)	850
Coaxial gas flow rate (l/min)	6

## 제 3 장 DED 공정을 이용한 보수실험

### 3.1 실험 준비 및 방법

DED 공정을 이용한 보수 과정은 Fig. 3.1에 나타내었다. 부품이 사용 중 과도한 하중이나 마찰 및 마멸에 의해 부품의 표면에 균열, 치핑 혹은 마모 손상이 발생하였을 경우(i), 손상된 영역을 가정하여 모재를 사다리꼴 그루브(groove)를 갖도록 와이어 가공하였다(ii). 이후 기계 가공된 그루브를 DED 보수 적층한 후(iii) 불필요한 부분을 연삭공정으로 표면 가공을 하였다(iv). Fig. 3.2에서 나타내었듯이, 깊이별 적층 특성과 인장 특성을 비교하기 위해 그루브 깊이를 0.5mm, 1.0mm 그리고 2.0mm로 갖도록 제작하였다.

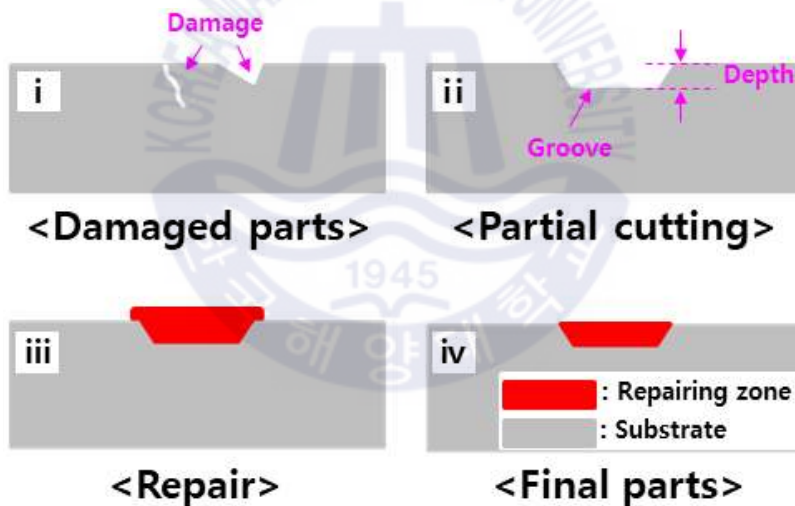


Fig. 3.1 Repairing procedures



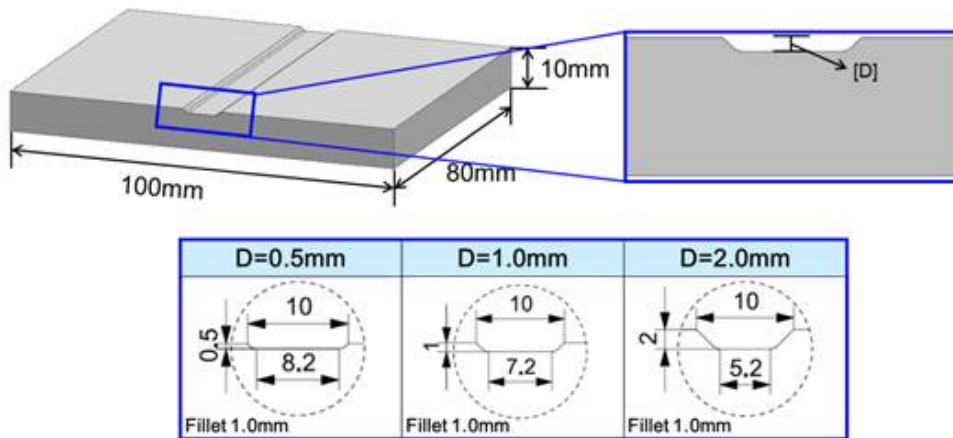


Fig. 3.2 Schematic diagram of pre-machined substrate

### 3.2 단면 및 미세조직 관찰

단면과 미세조직 관찰을 위하여 보수된 금속 시편을 절단한 후, #200~#2400의 SiC 연마지와 3, 1 $\mu$ m 연마전을 사용하여 표면연마 하였다. 316L 스테인리스강의 경우 내식성이 우수하여, 침지 시켜 에칭할 경우 부식이 잘 되지 않는다. 따라서 혼합액(HNO<sub>3</sub>:6, HCl:1, H<sub>2</sub>O:3)을 이용하여, 전압 3V, 전류 2A의 조건에서 전해 에칭하였다. 에칭된 단면의 미세조직을 광학현미경 (Nikon, ECLIPSE LV150)과 전자현미경(SEM, TESCAN, MIRA 3)을 이용하여 관찰하였다. 보수를 위해 적층된 영역의 오스테나이트 & 페라이트 상 분율 과 결정립 크기(grain size) 그리고 결정학적 방위를 확인하기 위해 후방 산란 전자 회절 분석(electron backscatter diffraction, EBSD)을 수행하였고, 에너지 분산형 분광 분석기(EDS)를 이용하여 보수부와 모재부의 조성을 분석하였다. EBSD 분석을 위한 샘플은 전해연마기(Struers, LectroPol-5)를 사용하여 표면 연마하였고, A3(perchloric acid:60ml, methanol:600ml, butoxyethanol:360ml) 용액과 25V, 1.4A 조건에서 30초간 전해연마 하였다.

Fig. 3.3은 DED 공정으로 보수된 hot-rolled의 보수 깊이별 시편 단면을 보여주고 있다. Fig. 3.3 (a)는 DED로 0.5mm 보수된 hot-rolled 샘플(D/H-0.5)이고,

(b), (c)는 보수 깊이가 각각 1.0mm, 2.0mm로 보수된 hot-rolled 샘플(D/H-1.0, D/H-2.0)이다. D/H-0.5의 경우, 계면(interface)에서 균열이 발생하지 않아 모재부와 보수부의 훌륭한 야금학적 결합이 이뤄졌음을 알 수 있다. 하지만 D/H-1.0, D/H-2.0의 경우, 경계부에서 균열이 발생하였고 크기는 더욱 커진 것을 알 수 있다. Fig. 2.6에서 보여주었듯이, 적층 높이가 2mm인 샘플 단면에서 균열이 발생하지 않은 것을 알 수 있다. 이와 달리, 보수 깊이가 2mm인 시편에서 균열이 발생하였는데, 이는 그루브 형상에 의한 노치 효과와 적층 공정 동안 발생한 잔류응력 영향으로 생각된다. 따라서, 그루브 형상을 변화시켜 경사면에 발생하는 균열을 방지할 수 있을 것으로 고찰된다. 보수된 사다리꼴 그루브의 SEM 사진을 Fig. 3.4에 나타내었다. Fig. 3.4 (a)는 D/H-0.5의 저배율(x200) 사진을 보여주고 있다. 미세조직은 보수부(repairing zone), 혼합부(dilution), 열영향부(HAZ) 그리고 모재부(hot-rolled)로 나뉜 것을 알 수 있다. 혼합부는 첫 번째 레이어가 적층되는 동안 모재와 용융 분말이 혼합되어 형성된다. 혼합부 바로 아래 DED 공정 동안 국부적으로 가열과 냉각을 반복하여 발생한 10~20  $\mu\text{m}$ 의 열영향부가 존재하였다. Fig. 3.4 (b)는 모재(hot-rolled)의 미세조직을 보여주고 있다. 모재는 열간압연된 316L 스테인리스강의 전형적인 미세조직인 열간 압연 방향의 에칭 밴드와 등축정(equiaxed) 오스테나이트 결정립으로 이뤄진 것을 알 수 있다. Fig. 3.4 (c)는 모재의 계면 부근에서 적층부의 미세조직을 보여주며, 비드(bead)의 중심 부근에 등축정의 덴드라이트(dendrite)가 형성된 후 모재와 비드 계면에 수지상정(columnar)의 덴드라이트가 형성된 것을 알 수 있다. 이는 비드 외곽 부근의 수지상정/덴드라이트 구조의 상대적으로 낮은 응고율(solidification) 때문이다. 용융 풀 경계는 응고율이 가장 크기 때문에 열이 용융 풀 중심으로부터 단일 방향으로 빠져나가게 되고, 결정립이 연신이 된다. 용융 풀 중심에서는 미세한 등축정(세포상)의 덴드라이트가 관찰된다[15].

Fig. 3.5 (a)와 (b)는 보수부의 두 번째 및 세 번째 레이어의 미세조직을 나타낸다. 두 번째 및 세 번째 적층면에서도 각 비드 내에는 덴드라이트가 수지상정에서 등축정의 형태로 바뀌어 나가는 경향을 보인다. 수지상정 형태의 결정



립이 레이어 간의 빠른 열 손실 때문에 성장한 것을 알 수 있다. 또한, 등축정의 텐드라이트 조직이 존재하는 것으로 보아, 공정 동안 급속 냉각에 의해 균일 핵생성이 발생한 것을 알 수 있다.

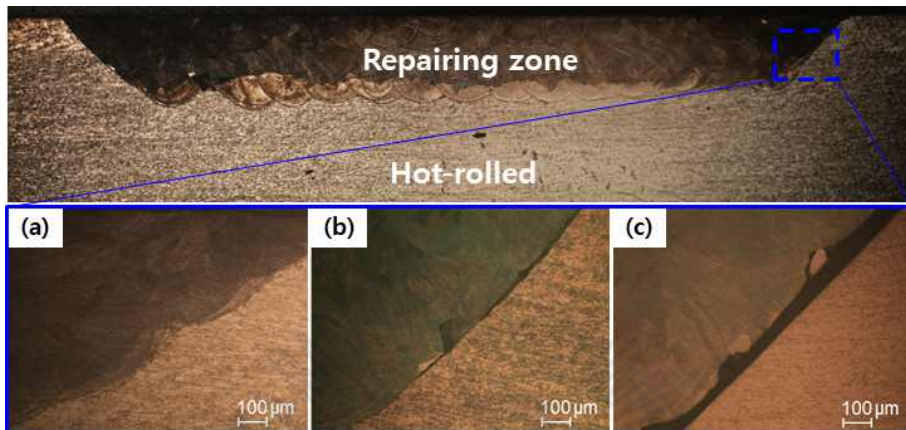


Fig. 3.3 Micro-image of cross-section surface of (a) D/H-0.5 (b) D/H-1.0 and (c) D/H-2.0 sample

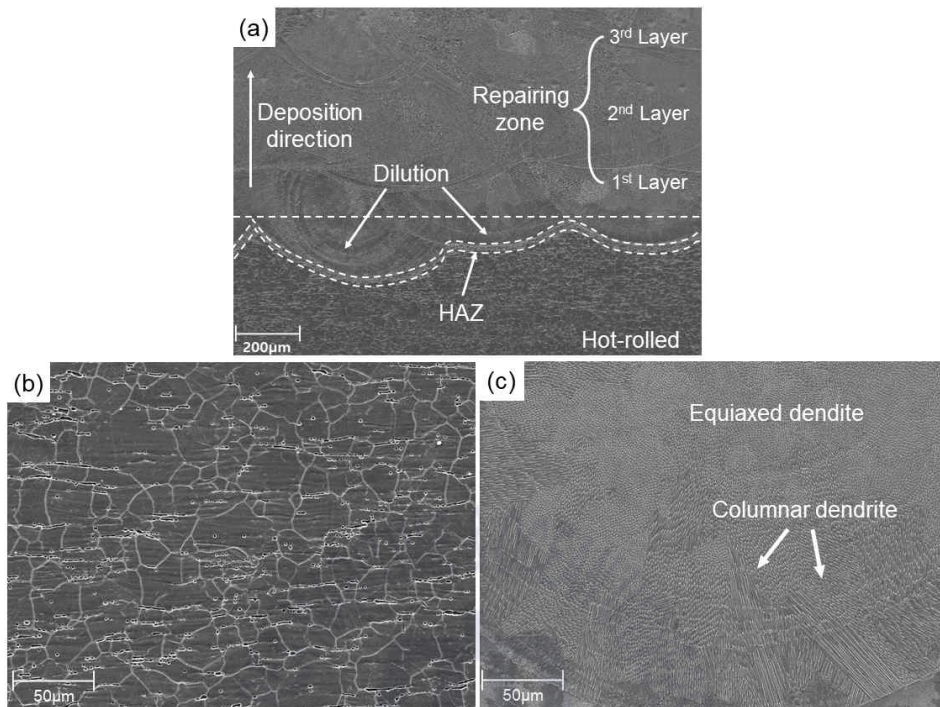


Fig. 3.4 SEM micrographs of the microstructure of the repaired trapezoidal groove zone: (a) low magnification of the parallel part of trapezoidal groove of D/H-0.5, (b) microstructure of D/H-0.5 sample in substrate, and (c) microstructure of near the layer interface of D/H-0.5

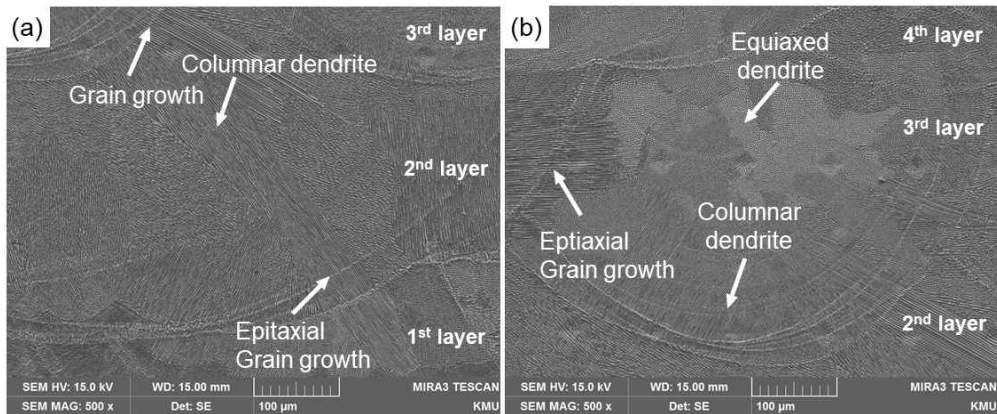


Fig. 3.5 SEM micrographs of the DEDed: (a) microstructure of 1~3 layer, (b) microstructure of 2~4 layer

보수된 계면의 합금원소 조성 차이를 확인하기 위해 D/H 샘플의 경계면에서 EDS line 스캔을 실시하였다. Fig. 3.6 (a), (b)의 EDS 결과를 통해 열간 압연된 모재부와 직접 에너지 적층 공정으로 형성된 보수부에 조성차이가 있음을 알 수 있다. D/H 샘플의 경우, Fig. 3.6 (b)에 나와 있듯이 Ni, Mo의 원소들이 불균일하게 존재하는 것을 알 수 있다. 이는 Table 2.1에 나와있듯이 분말에 Ni, Mo 등이 모재보다 많이 함유되어있기 때문이다.

Fig. 3.7은 R-DED 시편의 역극점도(inverse pole figure)와 방위차각(misorientation angle)을 보여주고 있다. Fig. 3.7 (a)는 R-DED 시편의 결정립 형상을 나타내고 있다. 보수부의 수직상정형의 덴드라이트가 DED 공정 동안의 급속 냉각으로 인해 적층 방향으로 수직하게 형성된 것을 알 수 있다. 또한, 보수부 미세조직은 특정 방위를 갖는 집합 조직이 나타나지 않고 무작위한 방향으로 이뤄진 것을 알 수 있다. 이러한 특성은 DED 공정 동안 높은 온도구배에 의해 발생한다. Fig. 3.7 (b)와 (c)에서 보여주듯이, 모재 결정립 크기는 약  $20\mu\text{m}$ 이고 결정립계가 고방위각(high-angle boundary)을 가지는 것을 알 수 있다. Fig. 3.8에서 나타내었듯이, R-DED 시편은 지배적인 면심입방격자(face centered cubic, FCC)을 갖는 오스테나이트 상에 다소 적은 양의 체심입방격자(body centered cubic, BCC) 구조의 페라이트 상이 존재하였지만, 극소량으로 거의 존재하지 않는다고 볼 수 있다.

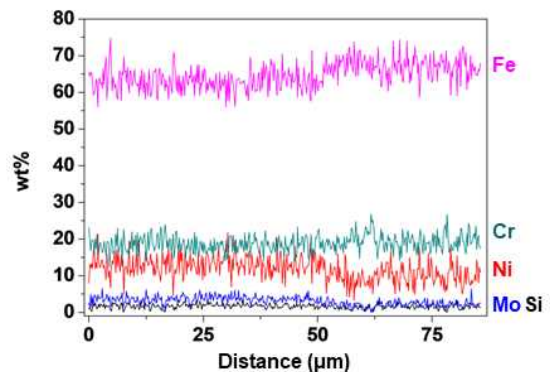
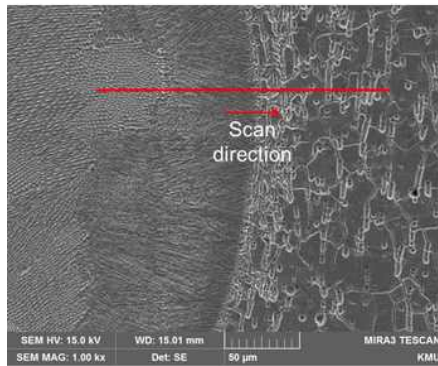


Fig. 3.6 EDS results of D/H samples

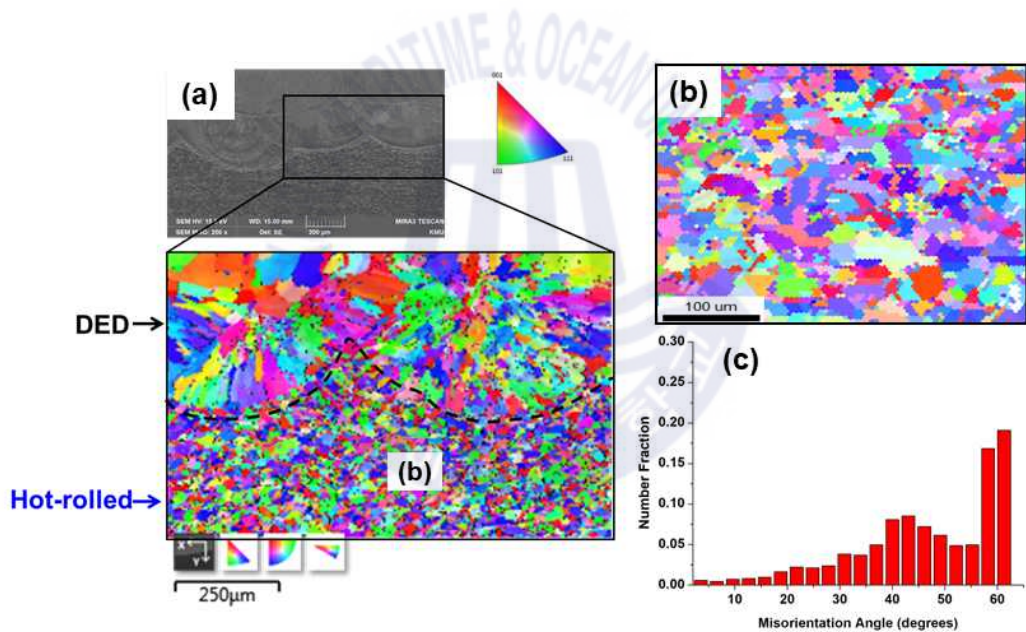


Fig. 3.7 Inverse pole figure of specimens: (a) R-DED; (b) hot-rolled substrate; (c) misorientation angle distribution of hot-rolled substrate



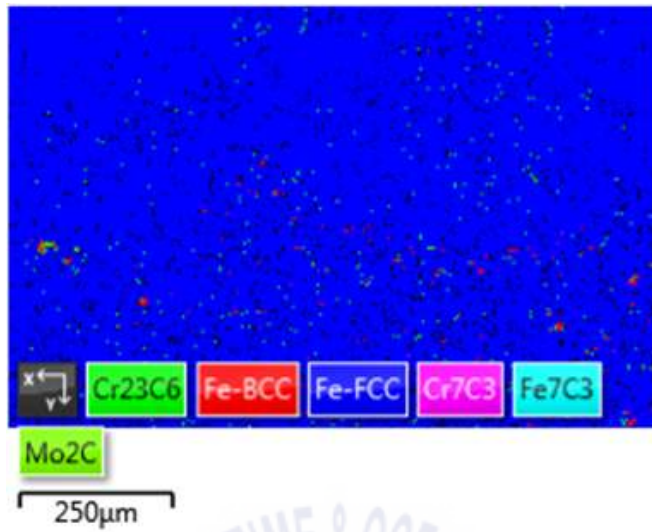
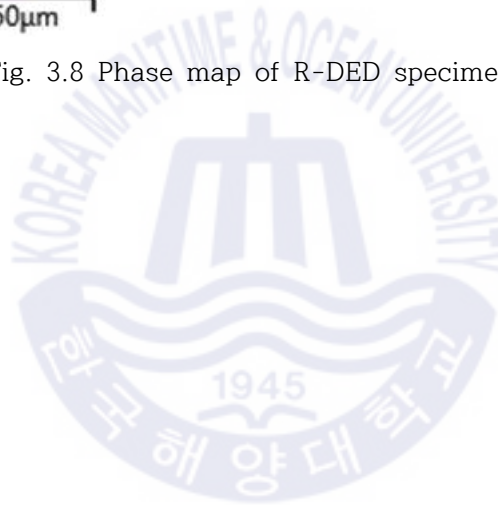


Fig. 3.8 Phase map of R-DED specimens



### 3.3 경도시험

경도 시험을 위해 보수된 시편을 절단하고, 경면 연마 후에 ASTM E384에 준하여 마이크로 비커스 경도계(Mitutoyo, HM-122)를 사용하여 미세 경도를 측정하였다. 하중 0.1kgf, 10초간 압입하여 생긴 압흔의 면적을 측정하였으며, 보수부 표면에서 0.1mm 떨어진 지점부터 모재까지 수직 방향으로의 경도 변화를 관찰하였다. Fig. 3.9는 열간압연(hot-rolled)와 DED 단면의 깊이별 경도 변화를 보여주고 있다. DED는 평균 230HV 경도값을 보이는 반면, 열간압연은 평균 192HV로, DED보다 40HV 낮은 경도값을 나타내고 있다. DED의 경도가 열간압연보다 높은 이유는 결정립 크기의 영향 때문이다. 열간압연의 경우 DED보다 결정립이 크다. 그렇기 때문에, hall-petch 효과에 의해 경도가 증가하게 된다. 또한, Fig. 3.6의 조성 차이를 통해서 알 수 있듯이, 열간압연보다 DED에서 Ni 함량이 많기 때문에 고용강화 효과에 의해 경도가 증가하였다고 생각된다. Fig. 3.10은 D/H 시편의 수직 방향으로의 경도분포를 나타내고 있다. D/H 샘플의 경도변화는 모재 부분으로 갈수록 경도값이 낮아지는 경향을 보이고, 열영향부에서 경도 변화가 없는 것을 알 수 있다.

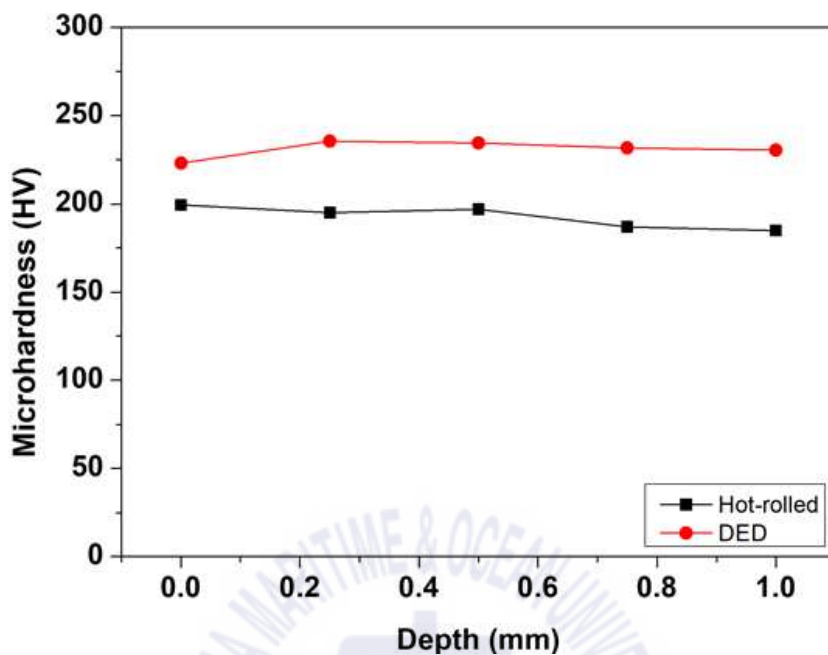


Fig. 3.9 Variation in hardness values of hot-rolled, DEDed

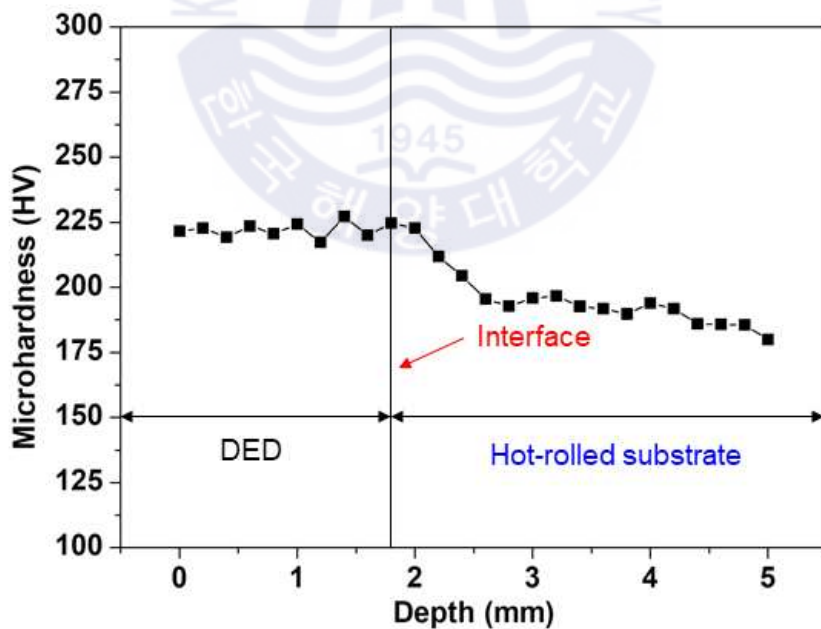


Fig. 3.10 Microhardness distribution of D/H sample

### 3.4 인장시험

보수 깊이 별 인장 특성을 비교하기 위해, Fig. 3.11과 같이 인장 시편을 제작하였다. 인장시험은 단축 인장시험기(SHIMADZ, AG-IS)를 사용하였으며, 인장 속도는 2mm/min으로 실험하였다. 인장 시험 후에는 주사전자현미경을 이용하여 시편의 파단면을 관찰하였다. Fig. 3.12와 Table 3.1은 열간압연 모재의 보수 깊이별(0.5mm, 1mm, 2mm) 인장시편에 대한 인장 시험 결과를 나타낸다. 보수 깊이별 인장 특성의 경우, 보수 깊이가 커질수록 인장강도, 항복강도 그리고 연신율이 모두 낮아짐을 알 수 있다. 특히 모재부와 보수부 경계면에서 균열이 발생한 D/H-1.0, 2.0의 경우 강도와 연신율이 크게 하락하였다. 이러한 현상은 Fig. 3.13 에 나타난 파단된 인장 시편과 파단면으로부터 알 수 있다. D/H-0.5 시편의 파단 위치는 보수부 중앙에서 파단이 발생하는데, 이는 계면(interface)의 경사부에 미세 균열이 발생하지 않았기 때문이다. 이에 반해, D/H-1.0, 2.0 경우 계면의 경사부에 존재하는 균열이 열영향부 부근에서의 파단으로 이어졌음을 알 수 있다. 그러나 D/H-0.5 시편의 경우 보수 전과 후의 강도와 연신율의 감소가 15% 이내인 것을 알 수 있다. Fig. 3.14는 D/H-0.5의 파단 시편의 보수부, 열영향부, 모재부를 확대하여 보여주고 있다. D/H-0.5의 경우, 적층부와 모재부에서 딴플(dimple)이 관찰된다. 하지만 열영향부에서는 연성-취성 파괴 거동인 딴플과 준 벽개(quasi-cleavage)를 동시에 보여주고 있다.



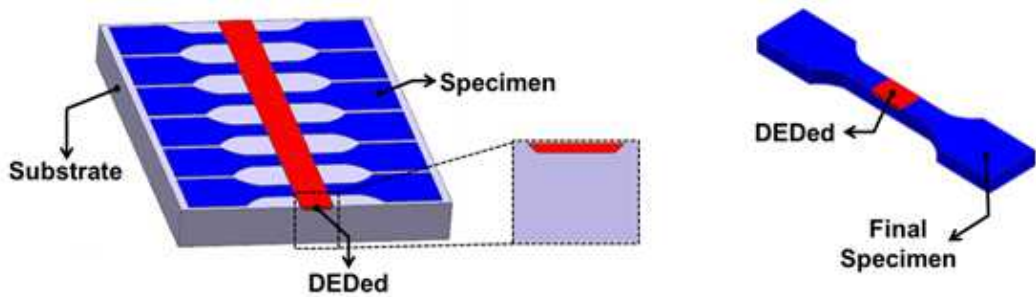


Fig. 3.11 Fabrication of tensile specimen

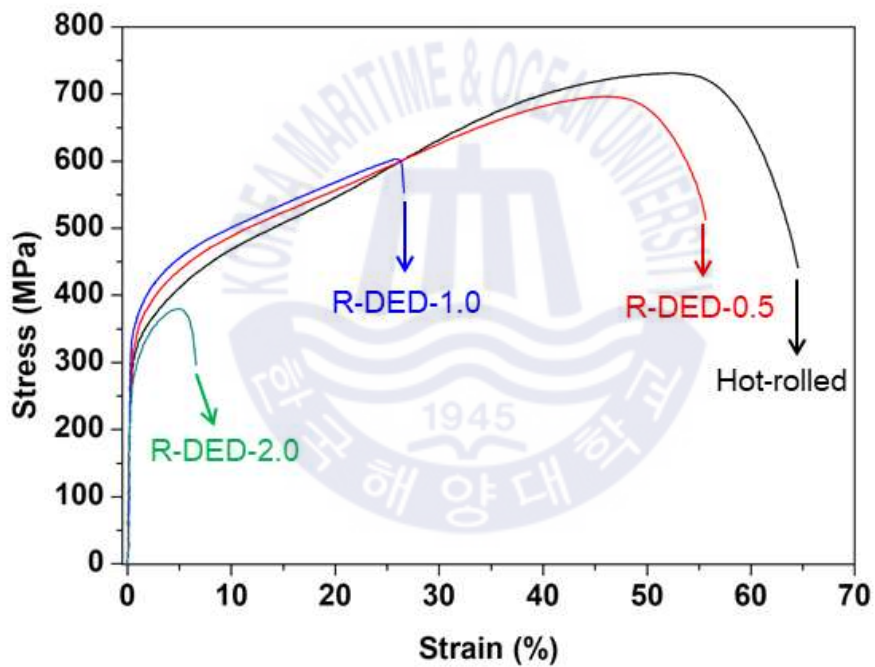


Fig. 3.12 Stress-strain curve of D/H specimen

Table 3.1 Tensile properties according to repair depth

Repair depth	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
Hot-rolled	$724 \pm 7$	$64 \pm 0.6$
0.5 mm	$700 \pm 3$	$54 \pm 1.4$
1.0 mm	$586 \pm 21$	$24 \pm 2.7$
2.0 mm	$379 \pm 24$	$8 \pm 1.7$

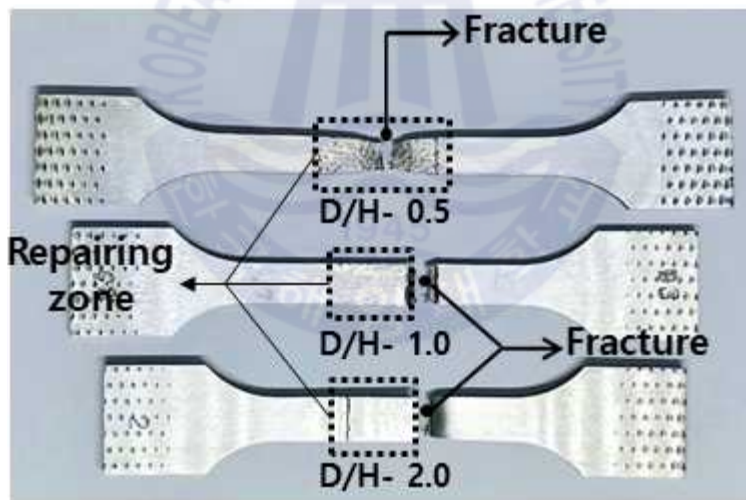


Fig. 3.13 Macro image of D/H-0.5, D/H-1.0 and D/H-2.0 specimen after tensile test of repaired specimen

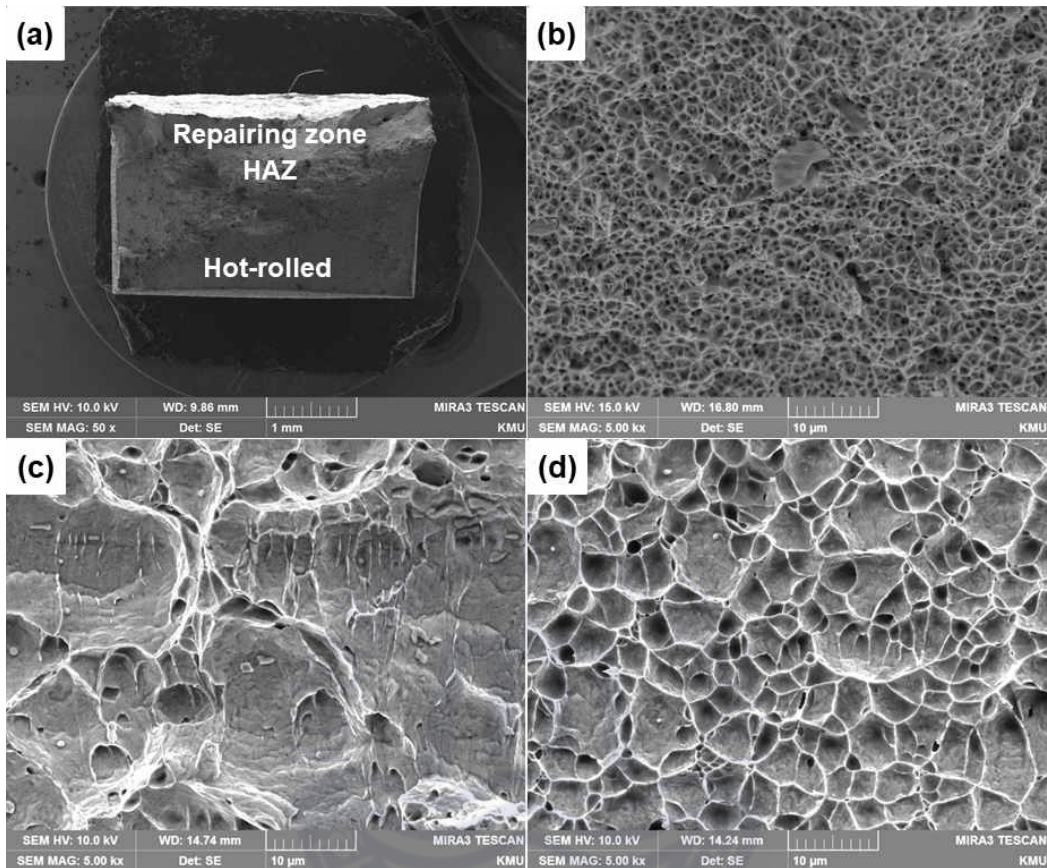


Fig. 3.14 Fractured surfaces of repaired tensile specimen with repair depth of 0.5mm: (a) low magnification of repaired specimen, (b) high magnification of repairing zone, (c) high magnification of HAZ, (d) high magnification of substrate

### 3.5 결론

이번 장에서는 앞선 실험을 통해 수립된 공정조건을 이용하여 316L 스테인리스강의 DED 보수 공정을 진행하였다. 손상된 부품을 가정하여 모재는 그루브(groove)를 갖도록 기계 가공되었고, DED를 이용하여 보수 적층하였다. 보수 특성을 확인하기 위해, 보수된 샘플의 경도시험과 인장시험이 수행되었다. 또한, 보수된 샘플의 기계적 특성 평가를 위해 미세조직 분석이 진행되었다. 이에 따른 연구 결과는 다음과 같다.

(1) 보수 깊이가 0.5mm인 시편의 경계면에서는 균열이 관찰되지 않았다. 이와는 반대로, 보수 깊이가 1.0, 2.0mm인 시편의 보수부와 모재부 계면에서는 macro-scale의 균열이 관찰되었다.

(2) 0.5mm 보수된 시편의 인장강도와 항복강도는 각각 원소재(hot-rolled)의 대략 95%, 85%인 것을 알 수 있다. 보수 전과 후의 인장 특성 감소율이 적은 것을 알 수 있는데, 이는 보수부에 존재하는 미세 기공의 영향으로 고찰된다. 하지만, 보수 깊이 1.0, 2.0mm 시편은 경사면에 존재하는 균열로 인해 계면에서 파단이 발생한 것을 알 수 있다. 그 결과, 인장강도와 연신율이 상당히 감소한 것으로 생각된다.

0.5mm 보수된 시편(3개의 적층 레이어로 이뤄짐)의 경우, 보수 전과 후의 기계적 특성 변화가 크지 않을 것을 알 수 있다. 결과적으로 DED 공정이 316L 스테인리스강 부품의 보수에 적용이 가능하다고 판단된다. 다음 장에서는 보수 깊이가 깊어질수록 계면에 발생하는 기공 또는 균열을 억제하기 위해 보수되는 그루브 형상을 변화 시켜 균열과 보수 특성에 관한 내용을 다룰 계획이다.

## 제 4 장 그루브(groove) 형상에 따른 보수 특성

### 4.1 보수를 위한 그루브 종류 및 폭 조건

보수 전처리 과정으로 기계 가공되는 그루브 형상에 따른 보수 특성을 관찰하기 위해, Fig. 4.1과같이 사다리꼴 형상(trapezoidal groove), 타원 형상(elliptic groove) 그리고 캡슐 형상(capsule-type groove)으로 보수 형상을 구분하여 실험하였다. 세 가지 그루브 형상 모두 동일한 폭과 높이를 갖도록 가공하였다. Fig. 4.2는 폭(width)에 따른 그루브 형상을 보여주고 있다. 그루브 형상은 깊이 2mm인 타원 형상으로 고정하고 폭을 8mm, 14mm, 20mm로 변화 시켜 실험을 진행하였다. 또한, 그루브 형상 보수를 위해 사용된 DED 공정 조건은 동일하게 설정하였다.

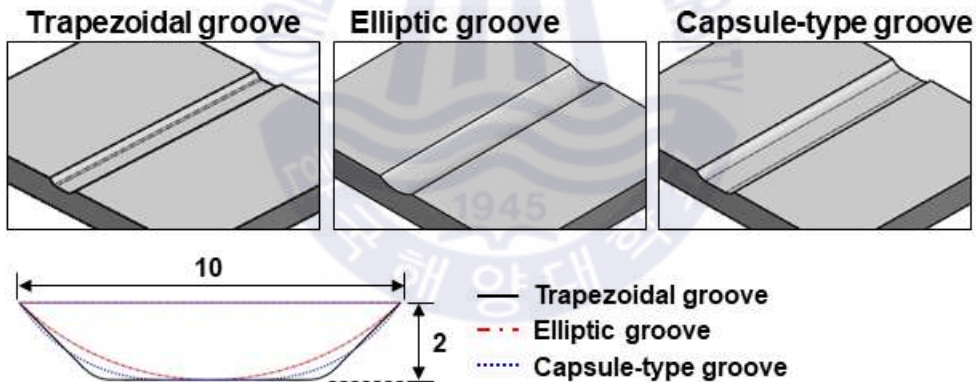


Fig. 4.1 Trapezoidal, elliptic and capsule-type grooves for repair

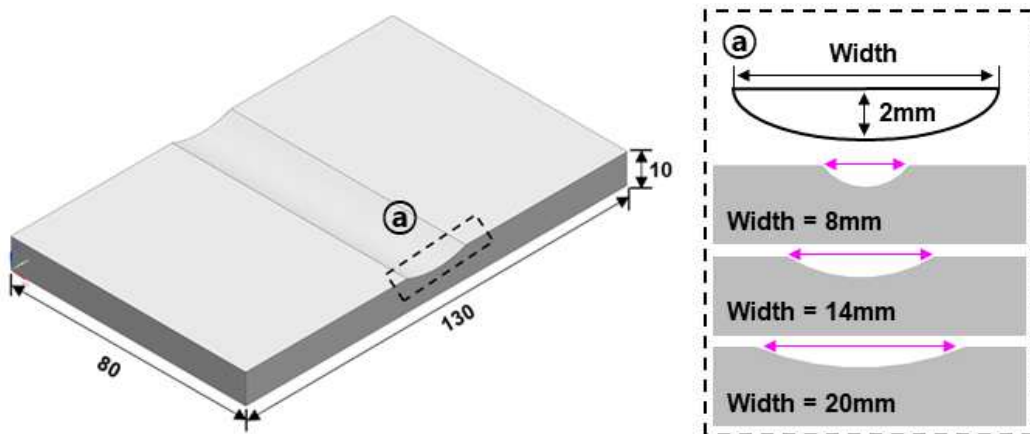


Fig. 4.2 Pre-machined substrate at different groove widths

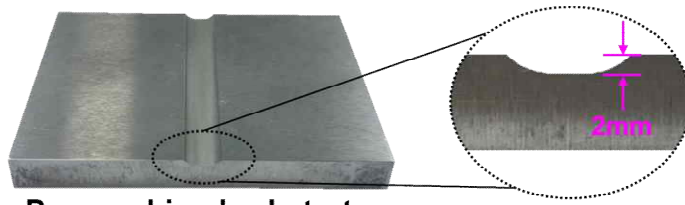




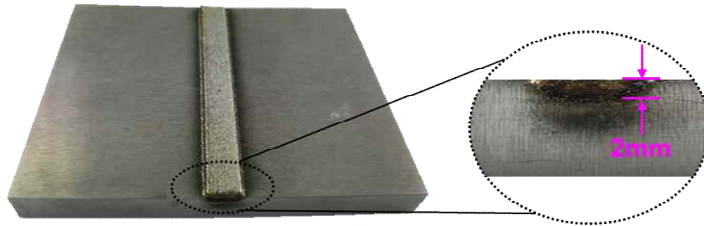
## 4.2 단면 관찰

### 4.2.1 그루브 종류에 따른 단면 관찰

Fig. 4.3 (a)는 기계 가공된 모재에 DED로 보수된 실험 결과를 보여주고 있다. 보수 형상에 따른 적층 특성을 비교하기 위해 각 샘플에 대한 단면을 관찰하였다(Fig. 4.3 (b)). 보수부에서는 특별한 결함이 관찰되고 있진 않으나, 경사진 보수 계면에서  $500\mu\text{m}$  정도의 균열이 관찰되고 있다. 이에 반해, 타원 형상과 캡슐 형상의 샘플(Fig. 4.3 (c), (d))에서는 적층 영역 내부에 기공(pore)이 관찰되었으며, 특히 비드간의 경계면에서 주로 나타난 것으로 보아 적층 비드간 간격이 적절치 못한 것으로 판단된다. 사다리꼴 형상의 샘플에서 나타난 균열에 비해서, 나머지 두 가지의 샘플에서는 그 크기가 작은 것으로 확인되었다. 일반적으로, DED공정에서 균열이 발생하는 원인은 용융과 급속 냉각이 반복되기 때문에 발생하는 열응력과 높은 온도구배 때문이며, 적층 체적이 커질수록 균열 발생 가능성은 높아진다. 하지만 본 연구에서는 유사한 보수 체적을 갖는 형상임에도 불구하고 균열의 크기가 다른 것을 알 수 있는데, 이는 보수 적층되는 경사면의 기울어진 각도에 의한 것으로 예상된다. 다시 말해, 사다리꼴 형상에 발생한 균열의 크기가 큰 이유는 경사면의 기울기가 가장 급하기 때문으로 유추할 수 있다. Jehnming 등은 레이저가 조사되는 경사면의 각도가 커질수록 레이저 흡수율이 낮아진다고 보고하고 있으며[66], 이는 경사면 주변에서의 온도 분포와 경사 각도에 따른 레이저의 반사율에 따른 것으로 설명하고 있다. 결과적으로, 공급되는 분말과 모재를 녹이기 위해 용융물로 전달되는 에너지가 경사면에서는 더욱 적어지게 되면서 융합 부족(lack of fusion)과 같은 결함이 발생하게 된다.

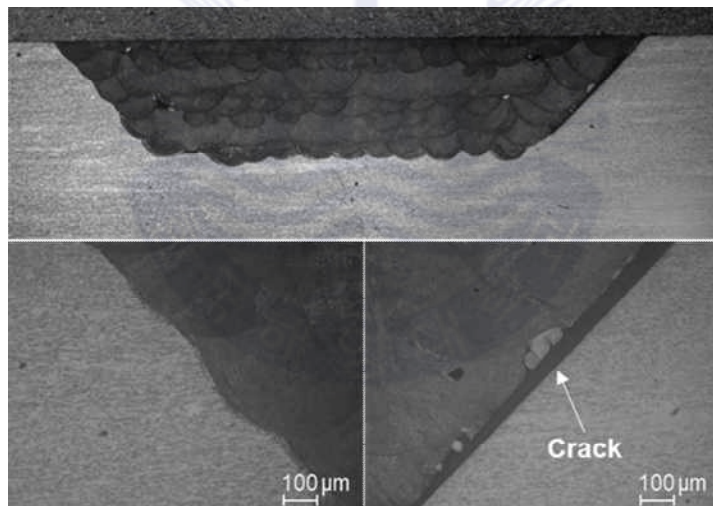


**Pre-machined substrate**

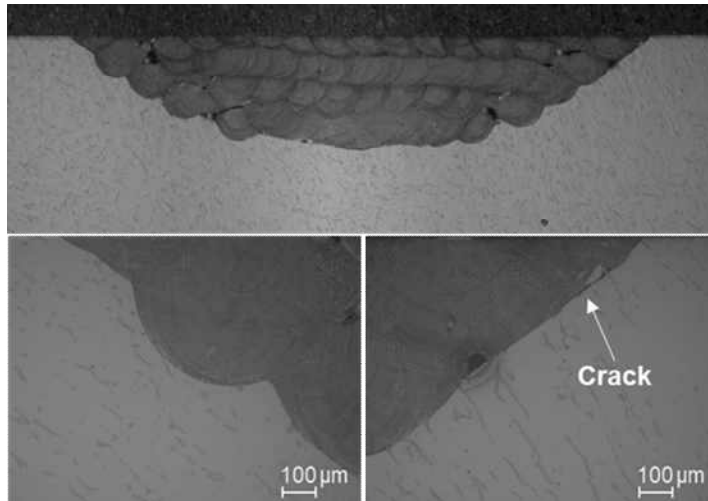


**Repaired substrate**

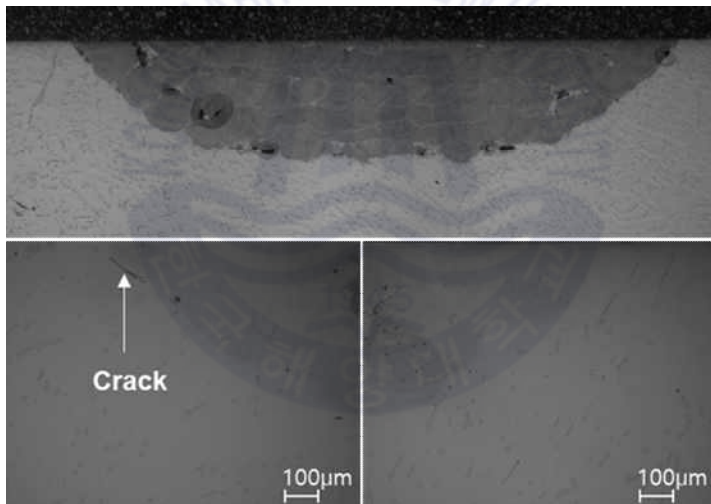
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 4.3 Images of cross-sections of specimens repaired at different groove shapes: (a) repaired substrate, (b) trapezoidal, (b) elliptic, (c) capsule-type sample

#### 4.2.2 그루브 폭에 따른 단면 관찰

Fig. 4.4는 그루브 폭에 따라 DED로 보수된 샘플과 침투탐상시험(penetrating test, PT) 결과를 보여주고 있다. 침투탐상시험 결과, 육안으로 관찰되는 표면 결함은 발생하지 않았다. Fig. 4.5는 그루브 폭에 따라 제작된 샘플의 단면 SEM 이미지를 보여주고 있다. 폭과 관계없이 모든 시편에는 10~40  $\mu\text{m}$  크기의 미세 균열이 존재하였다. 앞서 Fig. 4.2에 나타낸 바와 같이, 보수 폭이 넓어질수록 경사면의 기울기는 완만해짐을 알 수 있으며, 따라서 보수부와 모재부 계면에 존재하는 균열 또한 동일한 경향을 확인 할 수 있다. 한편, 균열 주위에 분쇄된 형태의 잔재가 존재하는 것으로 보아 급속 냉각되는 과정에서 발생한 응력에 의해 생긴 균열임을 알 수 있다. 이러한 미세 균열은 인장 특성에 영향을 미칠 것이며, 그루브 폭에 따른 경사면의 기울기에 의해서도 영향을 받을 것으로 예상된다.

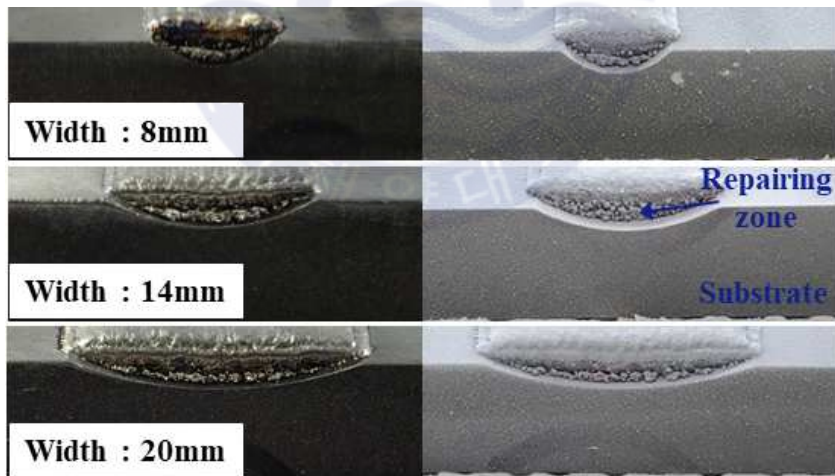


Fig. 4.4 Repaired substrates and PT results at different repair widths

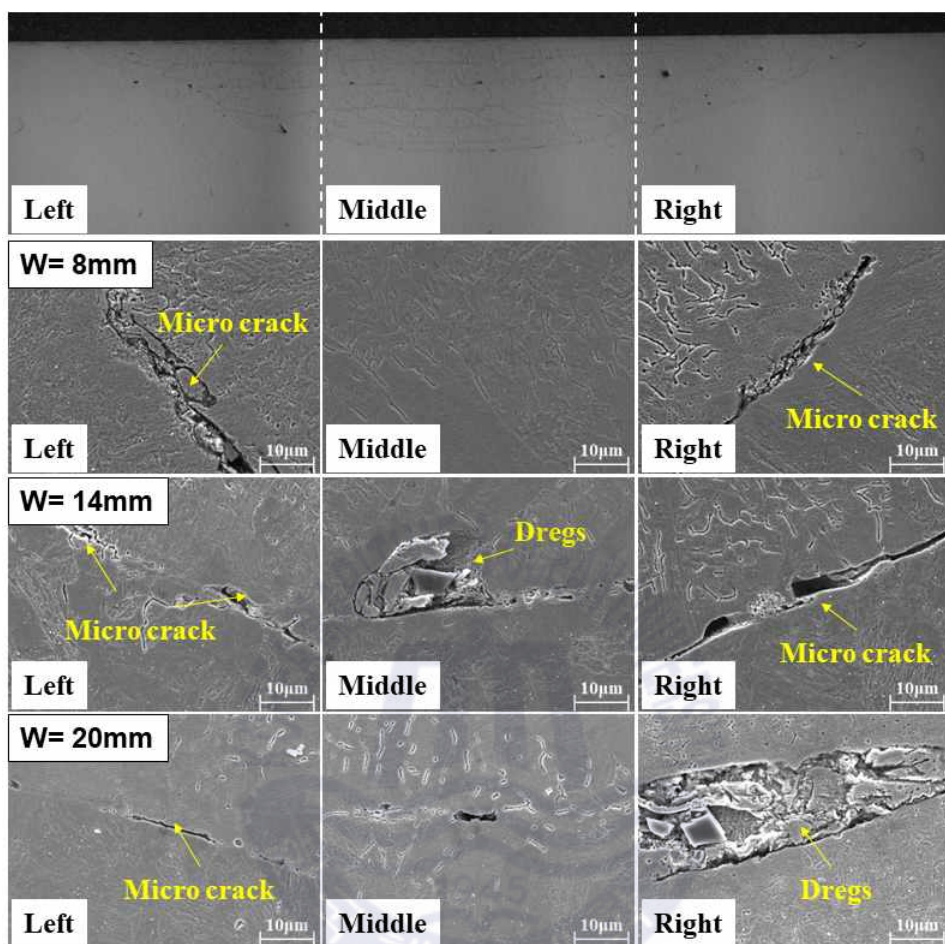


Fig. 4.5 Cross-section images of samples at different groove widths



## 4.3 인장 시험

### 4.3.1 그루브 종류에 따른 인장 특성

Fig. 4.6은 보수된 샘플의 인장시험편 제작 과정을 보여주고 있다. Fig. 4.7은 그루브 형상에 따라 보수된 인장시험편을 사용하여 수행된 인장시험 결과를 나타내었으며, 보수되지 않은 소재와의 특성 비교를 위해 각 조건별 인장 특성을 Table 4.1에 정리하였다. 파단 시험편 사진(Fig. 4.8)에서도 확인할 수 있는 것과 같이, 3가지 시험편 모두 보수부와 모재부의 경사면에서 시험편이 파단된 것을 확인할 수 있으며, 이는 보수부 내부에 생성된 기공이 인장 특성에 영향을 미치지 않았음을 보여준다.

캡슐 형상으로 보수된 시험편(capsule-type groove)의 경우 인장강도(tensile strength)는 554MPa 그리고 연신율(elongation)은 40%로 나타났으며, 이는 3가지 조건 중 가장 우수한 기계적 성질을 보인다. 이는 보수되지 않은 시험편(wrought)에 비해 인장강도와 연신율이 각각 24%와 38% 정도 감소한 결과이다. 이는 보수부와 모재부의 경사면 부근에 생긴 균열에 의한 것으로 판단될 수 있다. 타원 형상으로 보수된 시험편(elliptic groove)의 경우에는 캡슐 형상 시험편에 비해 다소 떨어진 기계적 성질을 보여주고 있다. 이에 반해, 사다리꼴 형상으로 보수된 시험편(trapezoidal groove)의 경우 인장강도는 381MPa 그리고 연신율은 7%로 보수되지 않은 시험편에 비해 감소하였다. 이는 앞선 단면 관찰 결과에서 알 수 있듯이, 사다리꼴 형상 시험편에서는 500  $\mu$ m 이상의 큰 균열이 발생하였기 때문이다. 캡슐 형상 시험편의 경우 사다리꼴 형상 시험편보다 인장강도는 46% 그리고 연신율은 571% 상승하였음을 알 수 있다. 하지만, 보수를 위한 형상을 변경하더라도 여전히 보수 전 소재에 비해 인장강도와 연신율은 감소하였음을 확인하였다. 이는 경사진 계면에 존재하는 미세균열로 인한 것으로 보이며, 보수 소재의 인장 특성을 개선하기 위해서는 경사면에서의 균열을 방지할 수 있는 새로운 공정의 제안이 필요할 것으로 보인다.



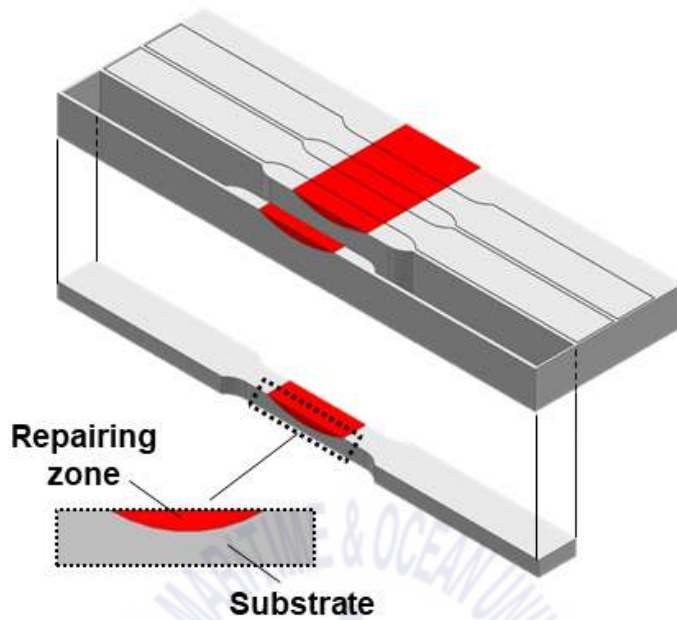


Fig. 4.6 Fabrication of tensile specimens

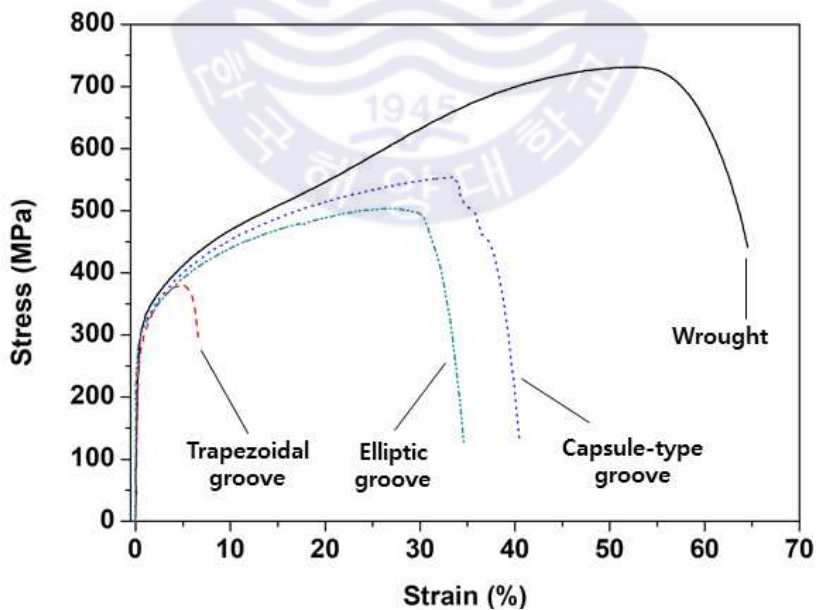


Fig. 4.7 Engineering stress-strain curves with respect to different groove shapes

Table 4.1 Tensile properties of specimens at different groove shapes

Groove shape	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
Wrought	$724 \pm 7$	$64 \pm 0.6$
Trapezoidal groove	$377 \pm 17$	$7.6 \pm 1.5$
Elliptical groove	$482 \pm 15$	$28.6 \pm 5.1$
Capsule-type groove	$527 \pm 26.7$	$35 \pm 6.1$

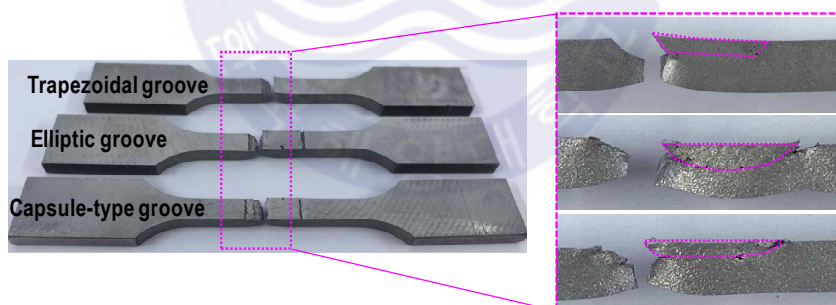
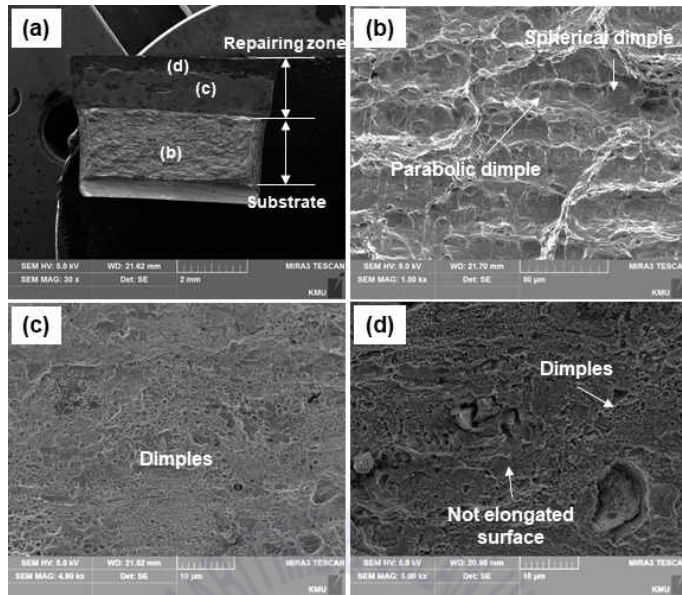
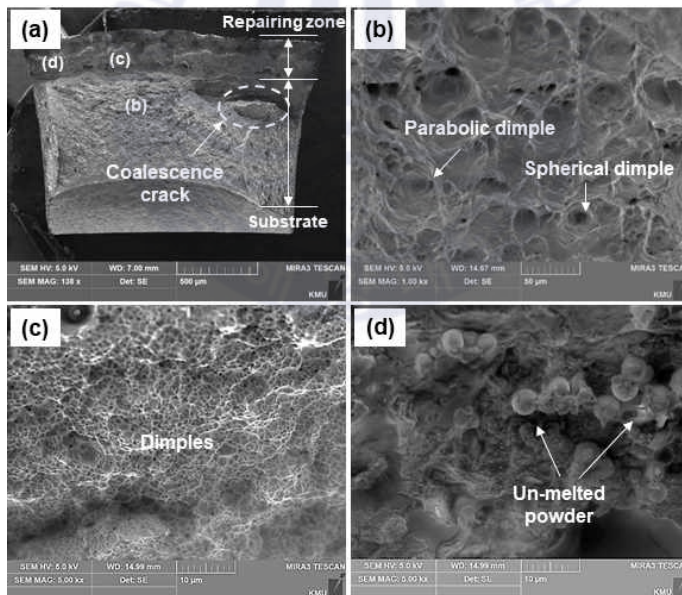


Fig. 4.8 Fractured tensile specimens with different grooves

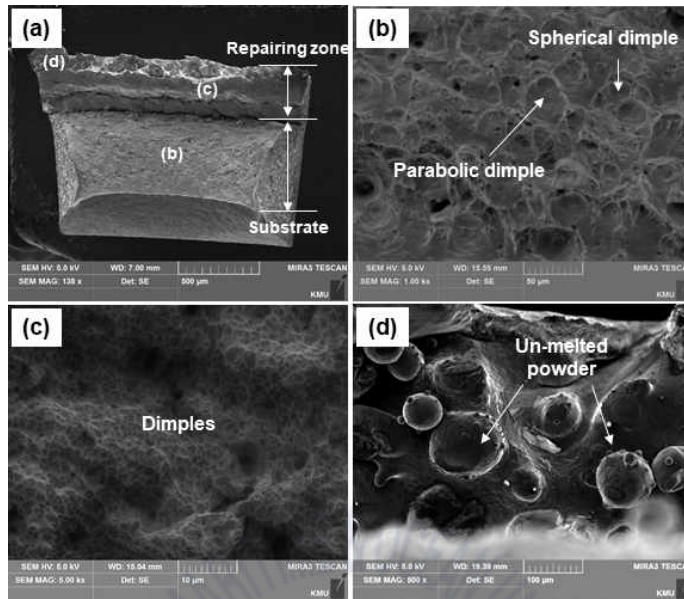
Fig. 4.9에 파단면에 대한 SEM 사진을 나타내었다. 사다리꼴 형상 시험편의 파단면은(Fig. 4.9 (a)), 적층부에서는 연성파괴의 흔적이 그리고 모재부에서는 전단 딬플(sheared dimple)이 나타난 것으로 보아 경사면에서 성장된 균열이 모재부로 급속히 전파되어 파단된 것으로 판단된다. 이는 나머지 두 가지의 샘플에 비해서 가장 낮은 강도와 연신율을 응력-변형률 선도에서 확인할 수 있었다. 한편, 타원 형상 시험편에는, 파단면 전체 영역에서 연성파괴 거동 특성을 나타내는 딬플이 관찰되고 있다(Fig. 4.9 (b)). Fig. 4.8에서 알 수 있듯이 짧은 연신과정을 거쳐 보수부의 경사진 계면에 존재하는 균열이 성장하면서 모재부로 전파되어 전체 시험편이 파단되었음을 알 수 있다. 인장 하중이 증가하면서 보수부의 경사진 계면에 존재하는 균열들이 성장하여 보수부 경계면에서 1차적으로 큰 균열이 생성된다. 이후 응력이 증가하면서 모재부에서도 균열이 생성되어 성장하게 되고, 이것이 보수부 경계면에서 성장된 균열과 만나는 순간 파단에 이르게 된다. 이와는 달리 Fig. 4.9 (c)의 캡슐 형상 시험편의 경우에는, 보수부 경계면에서 발생한 균열과 미세 공극이 연신이 되는 과정에서 성장 그리고 합쳐져(coalescence) 최종 파단에 이르는 것으로 분석될 수 있다. 위와 같이, 보수 형상에 따라 응력-변형률 곡선과 시험편의 파단면에 나타나는 차이는 결국 경계면에 존재하는 균열의 크기로 설명될 수 있다. 한편, 파단면 분석 과정에서 보수부의 경사면에서 용융되지 않은 분말들이 관찰되었는데(Figs. 4.9(b)과 (c)의 오른쪽 하단 사진), 이는 앞서 설명한대로 경사면에서의 낮은 에너지 입열량에 의해서 발생된 융합 부족의 결과라고 할 수 있을 것이다. 융합 부족에 의해 용융되지 않은 분말에 의해 빈 공간(pore) 또는 균열이 생성되며, 이는 경사면의 기울기가 클수록 입열량이 감소하여 더욱 심각한 결함을 만들게 된다. 이러한 이유로, 본 연구에서는 사다리꼴 형상 시험편에 대한 인장 특성이 가장 떨어지는 것을 알 수가 있었으며, 실제 부품 보수 시에 이러한 결과에 근거하여 보수 전 처리(pre-machining)에 대한 계획을 세워야 할 것이다.



(a)



(b)



(c)  
 Fig. 4.9 Fractured surfaces of tensile specimens:  
 (a) trapezoidal, (b) elliptic, (c) capsule-type groove

### 4.3.2 그루브 폭에 따른 인장 특성

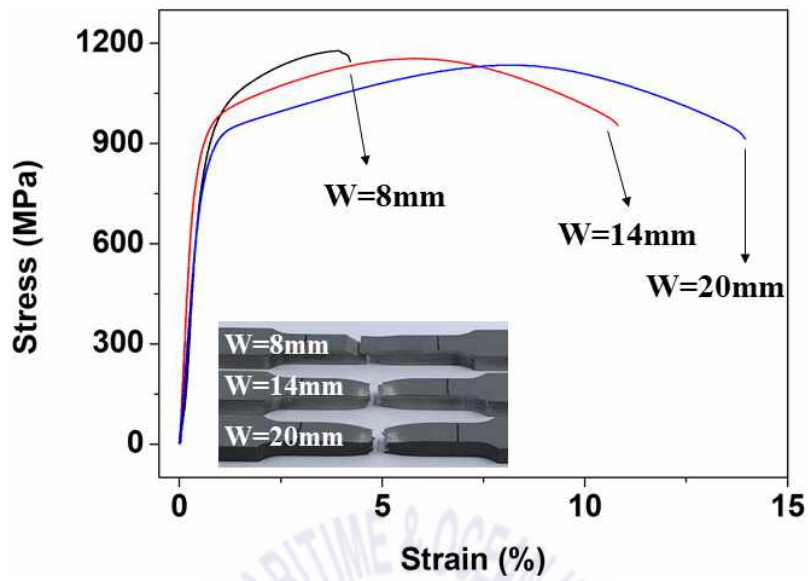
Fig. 4.10과 Table 2는 그루브 폭이 다른 시편과 보수 전·후 시편의 응력-변형률 곡선을 보여주고 있다. Fig. 4.10 (a)에서 보여주듯이, 그루브 폭이 커질수록 인장강도와 항복강도는 소폭 감소하였다. 하지만, 균일 연신율(uniform elongation)과 총 연신율(total elongation)은 크게 증가한 것을 알 수 있다. 이는 비교적 경도가 낮은 보수부의 면적 차이와 균열의 기울어진 정도 차이로 판단된다. 또한, 그루브 폭이 8mm인 인장시편은 경사면에서 파단이 발생하였지만, 14, 20mm인 시편은 보수부 중앙에서 파단이 발생한 것을 알 수 있다. 이는 Fig. 4.11에서 알 수 있듯이, 균열의 기울기가 완만해질수록 인장시험 시 균열 양단에서 걸리는 응력집중(stress concentration) 효과가 작을 것이고, 그 결과 보수 폭이 좁은 시편에서 가장 큰 응력집중이 발생하여 낮은 연신율이 나타나는 것으로 예상된다. 또한, 보수부 중앙에서 파단이 발생하는 이유는 보수부가 모재 부보다 상대적으로 경도가 낮아 연성을 나타내기 때문이다. 보수 폭이 20mm인



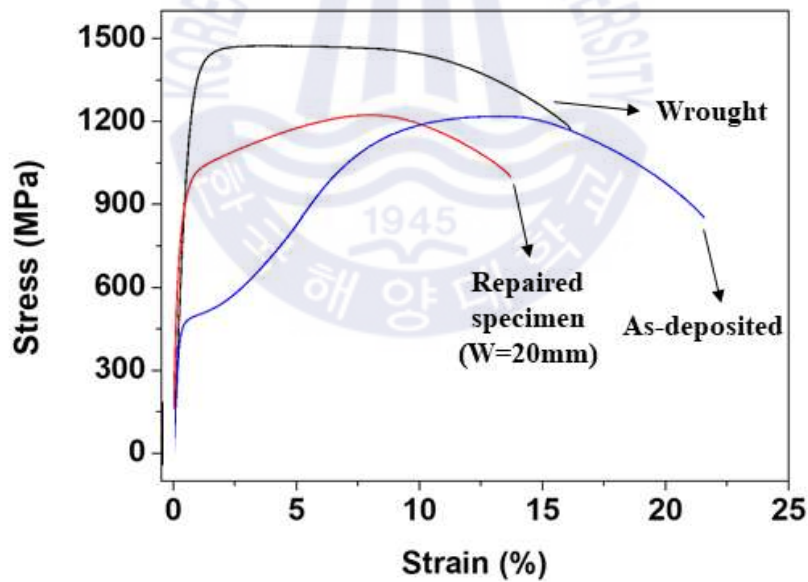
시편의 인장강도와 항복강도는 각각 1135MPa와 883MPa이고, 균일 연신율과 총 연신율은 8.2%와 14.3%로 인장특성이 가장 우수한 것을 알 수 있다. 파단된 시편의 형상에서 알 수 있듯이, 보수 폭이 8mm인 시편은 경사면에서 파단이 발생한 것을 알 수 있다. 이는 앞서 말한 균열의 기울어진 정도 차이에 의한 것으로 판단된다. Fig. 4.10 (b)는 보수 전후 시편의 응력-변형률 곡선을 나타내고 있다. 보수 전 소재(wrought)와 비교하였을 때 보수된 시편(W=20mm)의 인장강도와 항복강도는 각각 20%, 31%로 크게 감소하였다. 하지만, 보수된 시편의 균일 연신율은 218% 증가한 것을 알 수 있다. 이는 보수된 시편의 모재와 보수부 미세조직 차이에 의한 것이다. 모재의 미세조직은 열처리에 의해 Cu, Nb 등이 석출되어 전위의 움직임을 방해하기 때문에 경화된 반면, 보수부의 미세조직은 열처리를 수행하지 않았기 때문에 일반적인 덴드라이트 조직을 가진다. 이와 같이, 열처리 여부에 따른 미세조직 차이로 보수 전과 후의 기계적 특성 차이가 발생한다. 사전 연구 결과, DED로 제작된 인장 시편(as-deposited)의 인장강도와 항복강도는 각각 470MPa와 1218MPa를 가지며, 균일 연신율과 총 연신율은 각각 13.2%와 21.6%를 갖는다. 또한, 상부 항복과 하부 항복이 발생한 것을 알 수 있다. LeBrun 등[67]과 Facchini 등[68]에 따르면, 적층제조로 제작된 시편의 인장곡선 형태는 항복현상을 나타낸다고 보고되었다. 즉, 보수된 시편의 항복 강도는 적층제조 시편과 유사한 것을 알 수 있다. 한편, 보수된 시편의 인장강도와 항복강도는 원소재보다 떨어지기 때문에 강도를 향상시키기 위해 후 열처리(post heat treatment), 적층 트랙 사이 유희시간(idle time)을 적용하여 원소재와 유사한 강도를 부여하는 연구가 진행되고 있다[69,70]. 따라서 이후에는 열처리된 시편의 기계적 특성 평가가 진행되어야 할 것이다.

Fig. 4.12는 그루브 폭에 따른 시험편의 파단면 결과이다. 폭과 관계없이, 모재부에서는 물결 형상(river pattern)와 딴플과 같은 취성파괴(brittle fracture)와 연성파괴(ductile fracture)가 관찰되었다. 반면에, 그루브 폭이 8mm인 시편의 파단면에서는 균열에 의해 형성된 잔재(dregs)와 취성파괴가 관찰되었다. 보수 폭 14mm, 20mm의 시편은 연성파괴가 관찰되었고, 그루브 폭이 20mm인 시편에 형성된 딴플이 깊은 것으로 보아 연신율이 향상된 것을 알 수 있다.





(a)



(b)

Fig. 4.10 (a) Stress-strain curves at different groove widths and (b) comparison of wrought and repaired specimen

Table 4.2 Tensile properties of specimens at different groove widths

Groove width	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Uniform elongation (%)	Elongation (%)
W=8mm	1178±1.4	830±45	3.85±0.07	4.3±0.21
W=14mm	1154±3	893±3	5.83±0.15	10.5±0.35
W=20mm	1169±48	898±51	8.16±0.15	14.1±0.35
Wrought	1459±20	1300±11	3.75±0.07	16.1±0.14

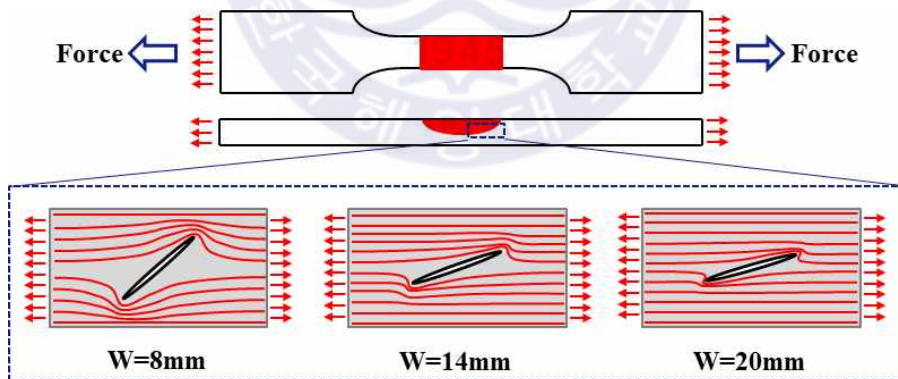
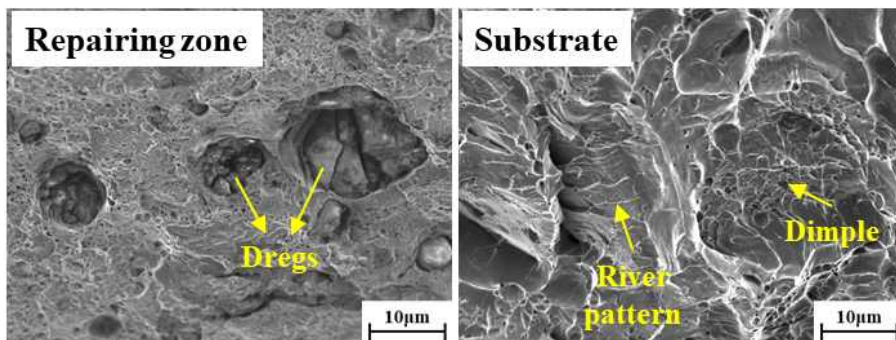
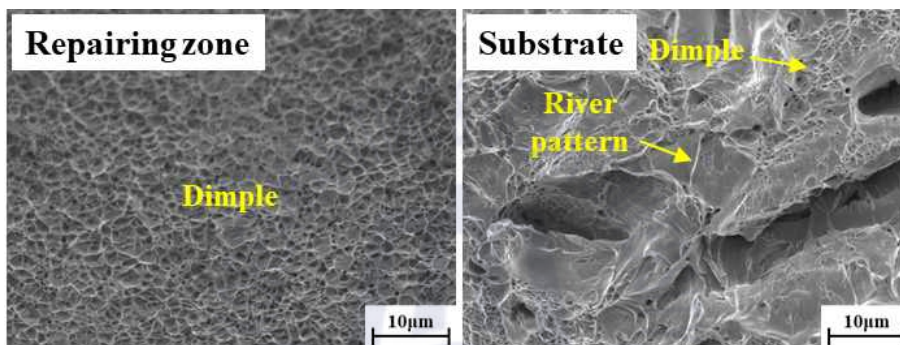


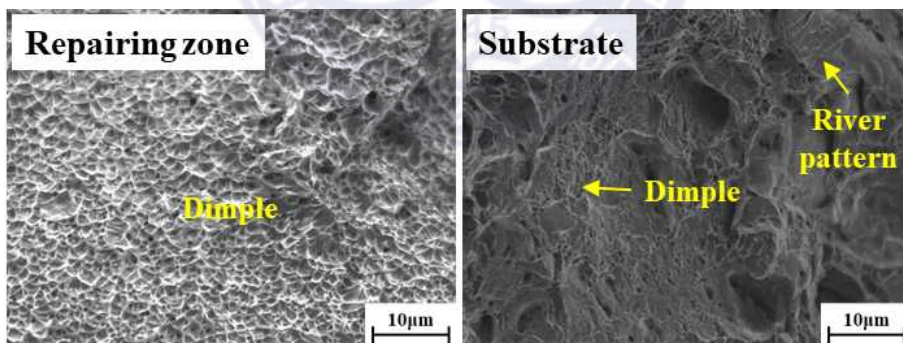
Fig. 4.11 Schematic of stress profile near crack at different groove widths



(a)



(b)



(c)

Fig. 4.12 Fractured surfaces of tensile specimens at different repair widths: (a) width 8mm, (b) width 14mm, and (c) width 20mm

#### 4.4 결론

본 연구에서는 손상된 부품에 대하여 DED 공정을 이용한 보수 과정을 가정하여, 적층 보수를 위한 기계가공 전처리 형상에 따른 적층 보수 특성과 기계적 특성을 비교하고자 하였다. 보수를 위한 그루브 형상에 따라 보수 시편을 제작하여 적층 특성을 관찰하였으며, 인장시험과 함께 파단면 분석을 수행하였다. 이에 따른 연구 결과는 다음과 같다.

(1) 보수를 위한 그루브 종류와 폭 크기에 따른 적층 특성을 비교하기 위해, 사다리꼴 형상(trapezoid groove), 타원 형상(elliptic groove) 그리고 캡슐 형상(capsule-type groove)의 그루브를 모재에 가공하였고, 폭의 크기를 8mm, 14mm, 20mm로 달리하여 모재를 가공하였다. 그루브 형상에 따라 DED 공정을 이용한 보수 적층을 수행하였다. 그 결과 경사진 경계면에서 균열이 발견되었으며, 이는 경사면에서 감소된 에너지 입열량에 따른 융합 부족이 그 원인임을 확인하였다.

(2) 그루브 종류에 따른 인장시험 결과, 캡슐 형상의 시험편에서 가장 높은 인장 특성을, 그리고 사다리꼴 형상에서는 가장 낮은 특성을 보였다. 이는 보수 적층된 경사진 경계면에서 나타나는 균열의 크기에 따른 것으로 판단되며, 특히 사다리꼴 형상에서 경사면의 기울기가 가장 크기 때문에 융합 부족에 의한 균열 결함이 가장 심각하게 나타난 이유라고 볼 수 있다. 파단면 관찰 결과 사다리꼴 형상의 시험편 보수부는 연성과괴의 흔적이 모재부에서는 전단 딩풀이 관찰되었고, 그 결과 경사면에 형성된 균열 때문에 급격히 파단 된 것을 알 수 있다. 이와 달리, 타원과 캡슐형상의 시험편은 경사면에 존재하는 미세균열이 성장하면서 모재부로 전달되어 파단되었다. 또한, 미용융 분말이 관찰된 것으로 보아 융합 부족에 의해 결함이 발생한 것을 알 수 있다.

(3) 그루브 폭 크기 별 인장시험 결과, 보수 폭이 커질수록 강도는 다소 감소하였지만, 연신율은 크게 증가하는 경향을 보였다. 이는 균열의 기울어진 정도에 기인한 것으로 판단된다. 또한, 보수 전 소재에 비해 인장 특성이 많이 감소하는 경향을 보였는데, 이는 내부에 존재하는 기공과 모재와 보수부의 미세조

직 차이인 것으로 판단된다. 하지만, 적층 제조된 시편과 유사한 인장 특성을 가지는 것으로 나타났다. 파단면 관찰 결과 보수 폭이 8mm 인장 시편은 경사면을 따라 파단 되었으며, 보수부에서 취성파괴가 관찰되었다. 반면에 보수 폭이 14mm, 20mm의 인장시편은 보수부에서 연성파괴가 관찰되었다.

위와 같은 연구 결과를 통해, 보수 적층 시 전처리로 기계 가공되는 그루브 형상, 특히 경사면의 기울기에 따라 보수 시편의 기계적 특성이 크게 달라짐을 확인 할 수 있었다. 또한, 그루브 폭이 20mm인 시편의 인장 특성은 적층 제조된 시편의 인장 특성과 유사한 것을 알 수 있다. 그 결과, DED 보수 가능성을 확인 할 수 있었다. 다음 장에서는 경사면에 발생하는 결함을 제거하기 위한 또 다른 방법으로 후열처리에 대해서 분석하기로 한다.



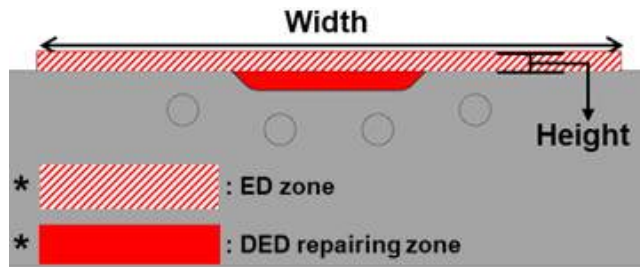


## 제 5 장 결함 억제를 위한 공정 중 후열처리 효과

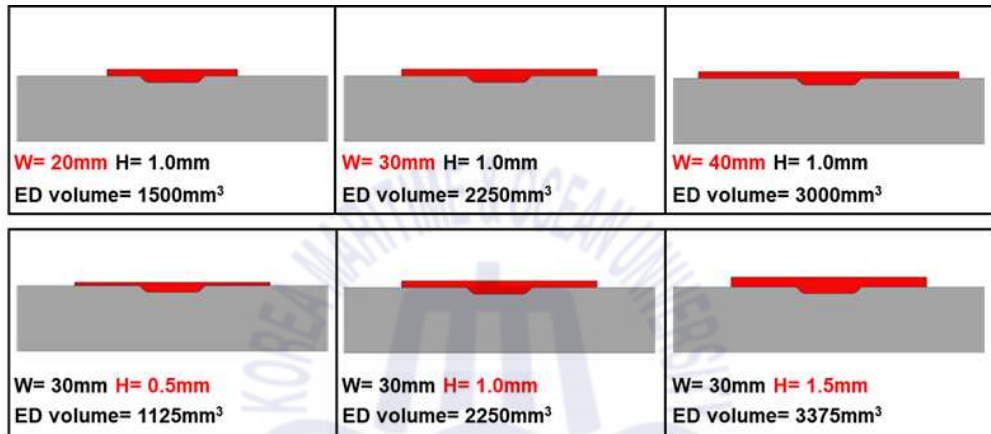
### 5.1 공정 중 후열처리 방법 및 조건

앞 장에서 보여주듯이, 파손된 부품을 가정하여 DED 보수 연구를 수행하였다. 이 과정에서 보수부와 모재부의 경계면에서 균열이 발생하였으며, 그 결과 기계적 특성이 보수 전 소재에 비해서 낮아지는 것을 확인하였다. 이중 또는 동종 소재의 적층 과정에서 발생하는 균열이나 박리(delamination) 등의 결함들은 적층이 종료된 후 냉각되는 과정에서 발생하는 것이 보편적이다. 균열이 발생하는 이유는 용융된 재료가 급속 응고되어 적층 되는 과정에서 발생하는 열응력 때문이다. 따라서 이번 장에서는 적층이 종료된 직후 적층부의 냉각속도를 늦추기 위해 공정 중 후열처리(in-situ post heating) 방법을 적용하였다. 공정 중 후열처리는 보수를 위한 분말 적층 후에, 일정 부피를 갖는 더미(dummy)를 추가적으로 적층함으로써 적층된 보수부의 냉각을 지연시키고자 하는 방법이다. 이는, 적층 공정 후 별도의 열처리로(furnace)에서 수행되는 후열처리와는 달리, 과적층(excess deposition, ED)을 통한 “적층 공정 중”의 후열처리 기법이라고 할 수 있다. Fig 5.1 (a)는 보수부의 상부에 일정한 부피를 갖는 직육면체의 과적층 형상을 보여주고 있다. 보수 Fig. 5.1 (b)에서 보여주듯이, 과적층 부피를 폭과 높이를 달리하여 조절하였다. 또한, 과적층 높이와 폭 중 온도구배에 큰 영향을 미치는 변수를 확인하기 위해 동일한 과적층 부피( $3375\text{mm}^3$ )에 대해서 폭과 높이가 45mm 그리고 1.0mm인 경우와 폭과 높이가 각각 30mm 그리고 1.5mm가 되도록 설계하여 과적층 형상이 미치는 효과를 비교하였다.





(a)



(b)

Fig. 5.1 (a) Repairing zone and ED zone and (b) variation in ED volumes

## 5.2 온도 변화 관찰

Fig. 5.2는 온도 변화를 관찰하기 위해 열전대(thermocouple)와 데이터 로거(data logger)가 설치된 DED 장비를 보여주고 있다. 과적층을 포함한 모든 보수 공정이 끝난 뒤 모재가 일정 온도(57℃)로 냉각이 될 때까지, 과적층 부피에 따라 적층 시간 및 온도 변화를 측정하였다. Fig. 5.3은 과적층 폭과 높이에 따른 온도-시간 그래프를 보여주고 있다. Fig. 5.3 (a)와 (b)에서 알 수 있듯이, 과적층 폭이 커질수록 그리고 높이가 높아질수록 적층 시간과 최고 온도가 증가했음을 알 수 있다. 이는 과적층 부피가 증가하여 모재에 전달되는 열량이 많아지기 때문이다. Fig. 5.3 (a)는 폭 변화에 따른 온도변화 그래프를 나타내고 있다. 폭이 커질수록 냉각속도가 느려지는 것을 확인할 수 있다. 또한 Fig. 5.3 (b)는 높이 변화에 따른 온도변화 그래프를 나타내고 있다. 폭 변화 결과와 마찬가지로, 높이가 높아질수록 냉각속도가 느려지는 것을 알 수 있다. 하지만, 폭과 높이를 비교했을 때, 폭보다 높이에 따른 냉각 지연 효과가 다소 높게 나타남을 확인할 수 있다. 동일 부피( $3375\text{mm}^3$ )에 대하여 폭과 높이가 각각 30mm, 1.5mm를 갖는 형상과 폭과 높이가 각각 45mm, 1.0mm를 갖는 형상을 비교하였다. Fig. 5.4에서 알 수 있듯이 동일한 부피에 대하여 높이가 높아질 때 냉각속도가 더욱 느려지는 것을 알 수 있다. 냉각되는 과정에서 적층부에 비해서 상대적으로 큰 부피를 가지는 모재가 적층부의 열전도에 의한 냉각을 야기시키는 히트 싱크(heat sink)의 역할을 하게 된다. 따라서 같은 부피의 과적층이라도 폭이 커질수록 모재와 접촉되는 면적이 상대적으로 증가하므로 열전달량이 커지기 때문으로 판단된다. 이를 통해 동일 부피를 과적층함에 있어서 폭보다는 높이를 통해 과적층량을 제어하는 것이 냉각속도를 낮추는데 더욱 효과적임을 확인하였다.

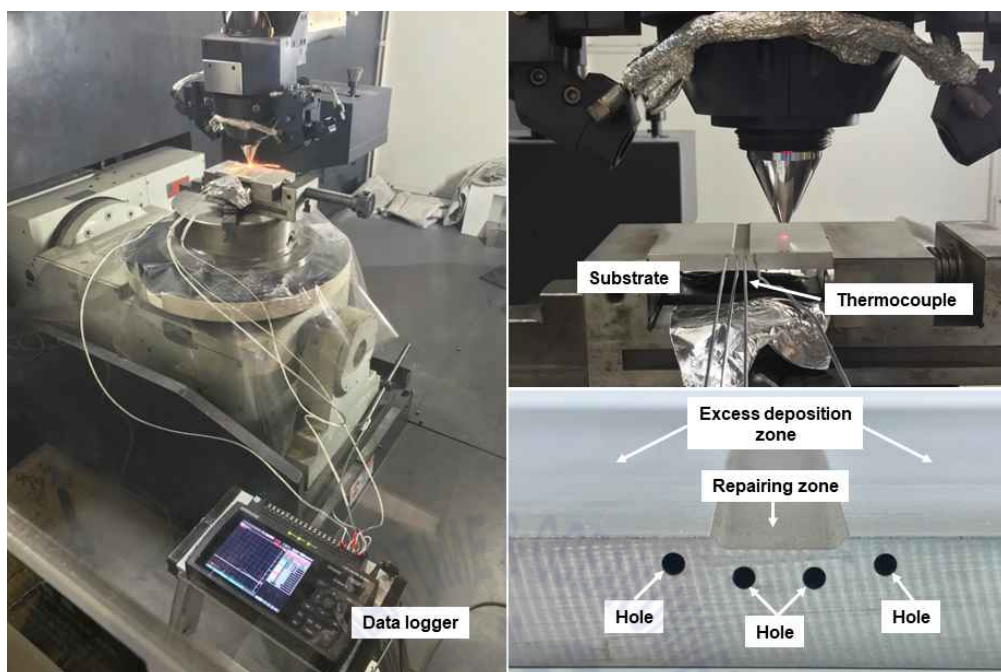
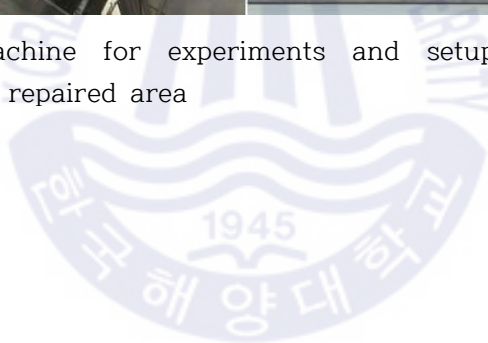
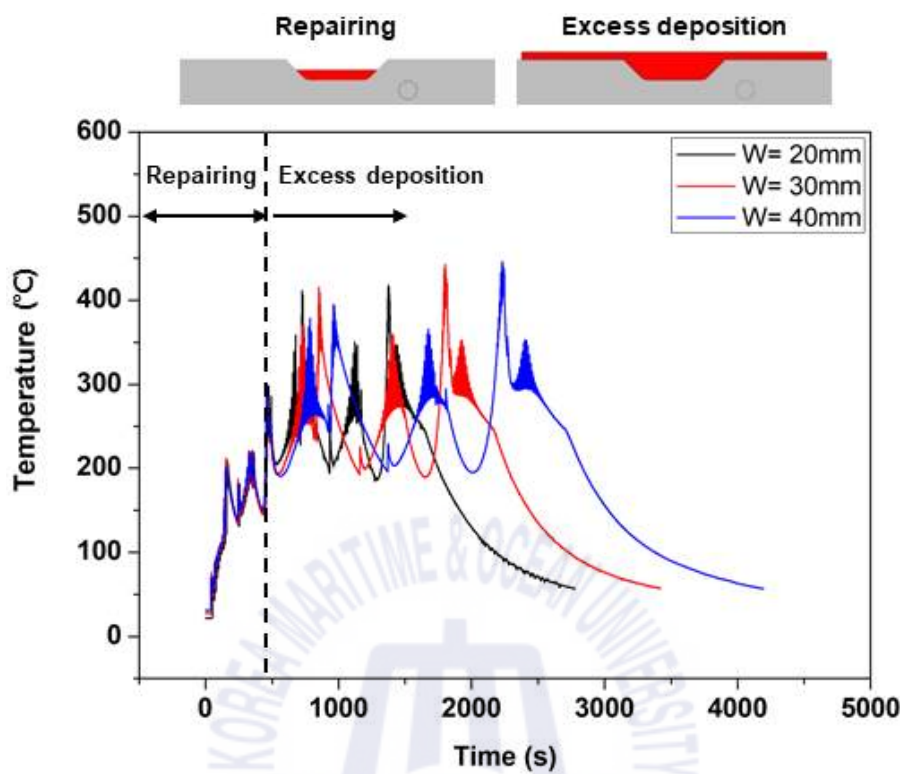
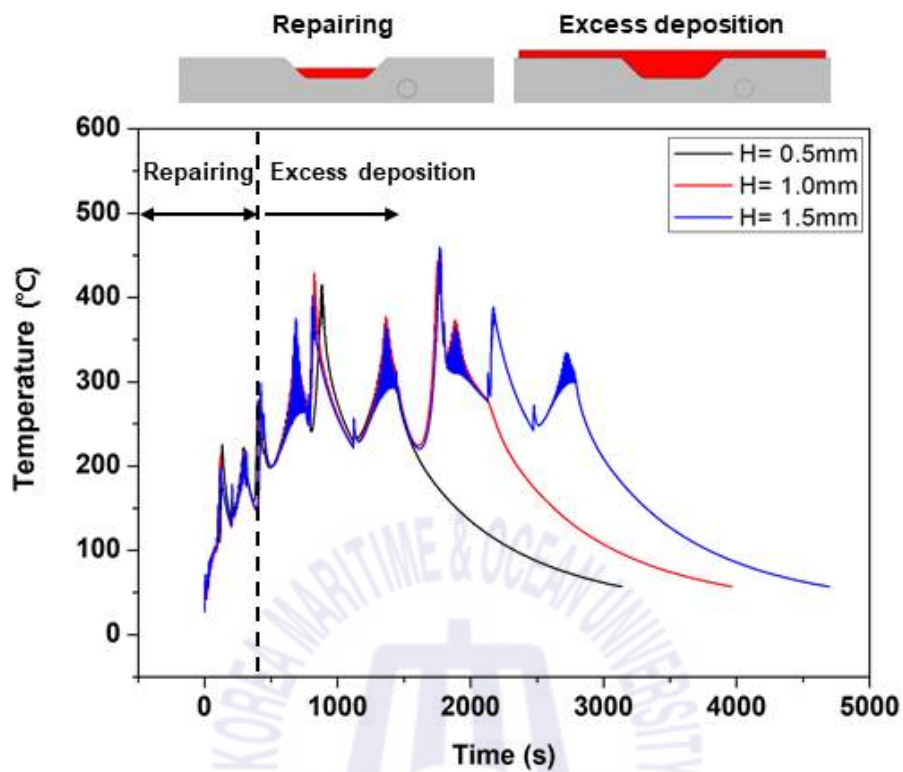


Fig. 5.2 DED machine for experiments and setup for temperature monitoring around repaired area





(a)



(b)

Fig. 5.3 Temperature changes during deposition and cooling at different ED volumes: (a) width variation and (b) height variation

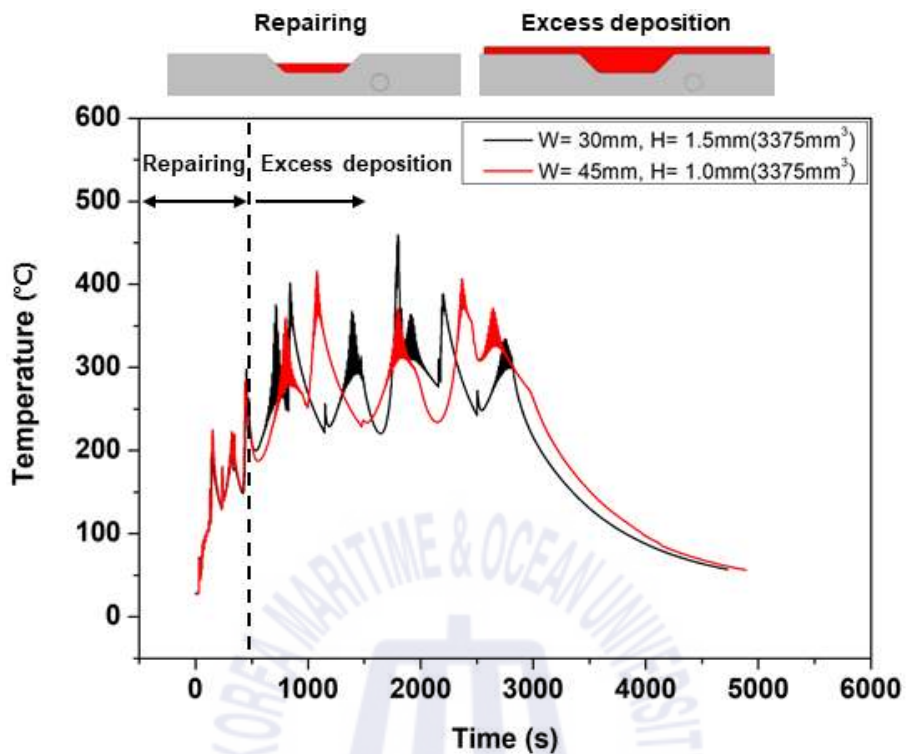
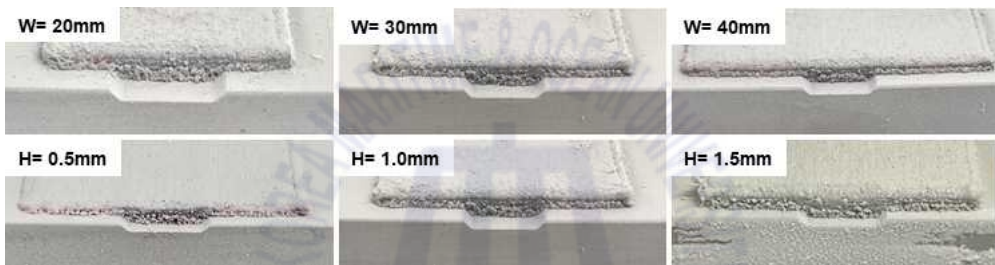


Fig. 5.4 Comparison of temperature variation according to excess deposition shape

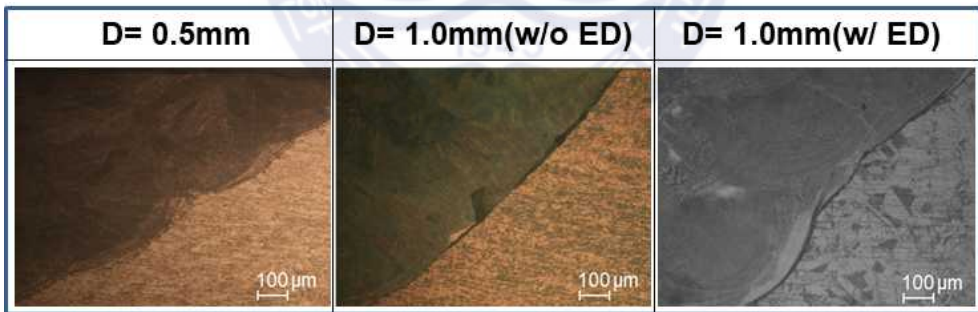


### 5.3 단면 관찰

Fig. 5.5 (a)는 보수된 시편에 대한 침투탐상시험 결과를 보여주고 있다. 그 결과, 시편 표면에서는 심각한 균열은 관찰되지 않았다. 절단된 시편의 단면을 Fig. 5.5 (b)에 나타내었고, 보수 깊이가 0.5mm 일 경우에는 달리 과적층을 적용하지 않은 1.0mm 보수 시편의 경우 모재와 보수부 경계면에서 macro-scale의 균열이 관찰되었다. 하지만 과적층을 적용할 경우에는 macro-scale의 균열은 관찰되지 않았다. 보수 깊이가 2mm인 경우에는 과적층 적용과는 관계없이 심각한 균열이 발생하였다.



(a)

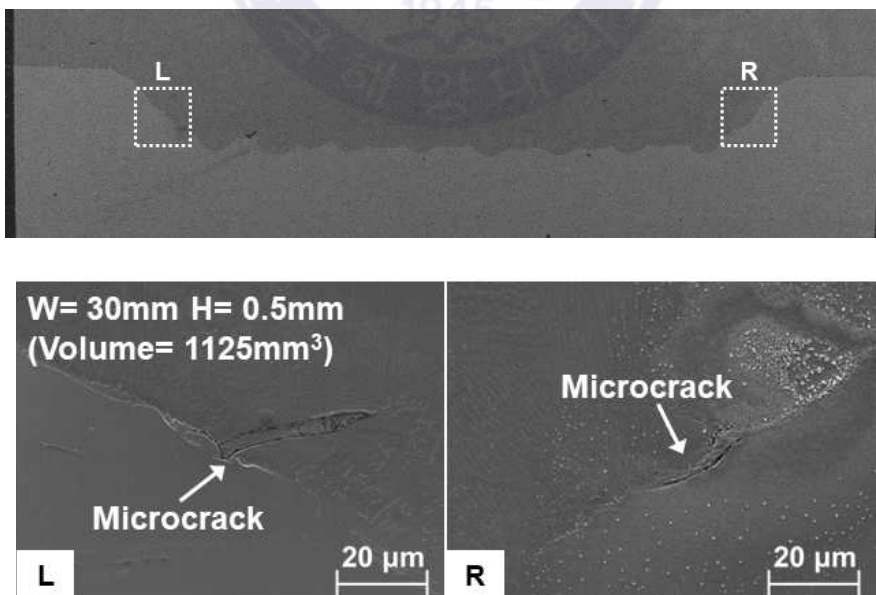


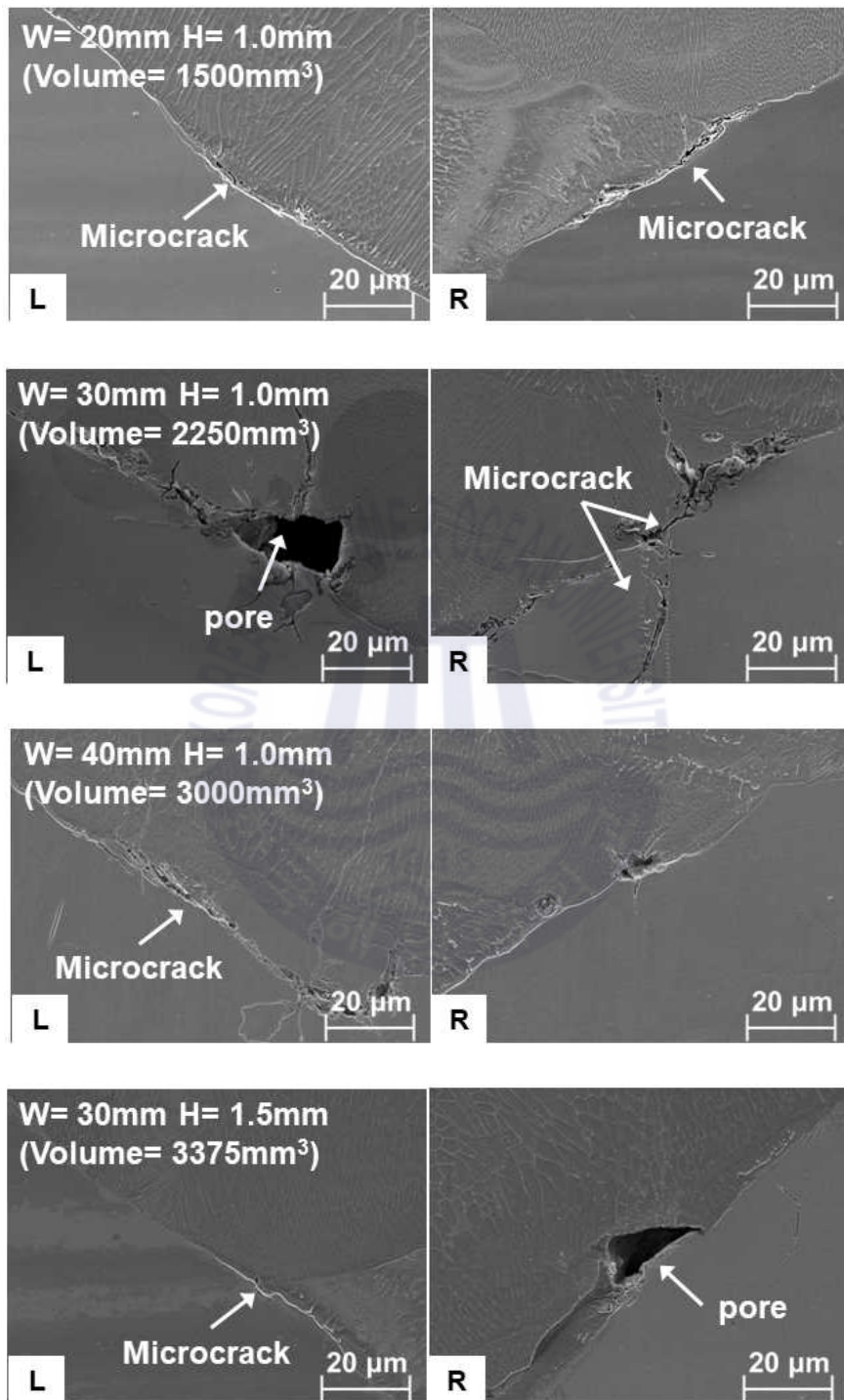
D : repair depth

(b)

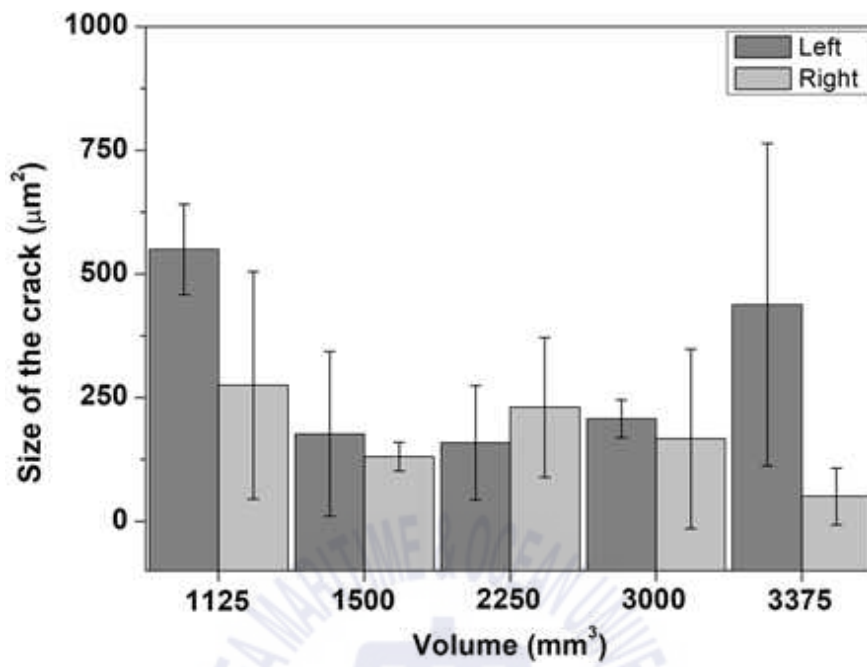
Fig. 5.5 (a) Results of liquid dye penetrating tests, and (b) Macro-images of the cross section of specimens with respect to the repair depth and excess deposition

Fig. 5.6 (a)는 보수 깊이 1mm 시편의 단면 SEM 사진을 보여주고 있다. OM 사진과 달리, 미세 균열(microcrack)이 과적층을 적용한 시편에 관찰되었다. 특히, 높이 1.0 mm 그리고 폭 30mm 시편에서는 기공 부근에서 시작된(initiated) 미세균열이 관찰되었다. Fig. 5.5 (b)에서 보여주듯이 과적층을 적용한 시편에 관찰된 균열의 크기는 오직  $10\text{--}20\mu\text{m}$ 인 반면에, 과적층을 적용하지 않은 시편의 균열은  $300\mu\text{m}$  이상인 것을 알 수 있다. 이는 보수 깊이 1mm를 가지는 과적층이 적용된 시편의 냉각 속도가 지연되었기 때문으로 고찰된다. Fig. 5.6 (b)는 과적층 부피에 따른 균열의 크기를 보여주고 있다. 균열의 크기를 관찰하기 위해 과적층 부피마다 3개의 샘플을 추출하였고 Image J 프로그램을 이용하여 균열의 크기를 측정하였다. Fig. 5.3에서 보여주듯이 과적층 부피가 커질수록 냉각속도는 늦어진 것을 알 수 있고, 그 결과 계면에 발생한 균열의 크기는 감소할 것으로 고찰하였다. 하지만, 예상과는 반대로 과적층 부피가 커졌음에도 불구하고 균열의 크기는 작아지지 않았으며 표준 편차도 큰 것을 알 수 있다. 결과적으로, 냉각속도를 지연시키기 위해 과적층 부피를 증가시키는 것은 균열을 완전히 억제시키기에 충분하지 않은 것을 알 수 있다.





(a)



(b)

Fig. 5.6 (a) Cross-section images and (b) size of cracks of specimens repaired with different volumes

## 5.4 미세조직 관찰

Fig. 5.7 (a)는 폭 30mm, 높이 1.5mm 과적층 조건을 적용한 샘플의 미세조직을 보여주고 있다. Fig. 5.7 (b), (d), (f)는 첫 번째 레이어(1<sup>st</sup> layer)의 미세조직을 보여주고 있다. Fig. 5.7 (d)에서 나타내었듯이, 비드의 중앙에서는 등축정과 세포상 텐드라이트가 형성되어 있음을 알 수 있다. 비드 외곽의 미세조직은 Fig. 5.7 (f)와 같고, 수지상정 텐드라이트가 형성되었다. Fig. 5.7 (c), (e), (g)는 네 번째 레이어(4<sup>st</sup> layer)의 미세조직을 보여준다. Fig. 5.7 (e)에서 알 수 있듯이 비드의 중앙에서는 등축정과 세포상 텐드라이트가 존재하였다. 비드 외곽의 미세조직은 Fig. 5.7 (e)와 같고, 수지상정 텐드라이트가 형성되었다. 이를 통해, 비드와 비드 또는 비드와 모재 계면에서 수지상정 텐드라이트가 형성된 후, 비드 중앙에서 등축정 텐드라이트가 형성됨을 알 수 있다. 이는 앞 3.2절에서 설명하였듯이, 수지상정 형태의 결정립이 레이어 간의 빠른 열 손실 때문에 성장한 것을 알 수 있다. 또한, 등축정의 텐드라이트 조직이 존재하는 것으로 보아 공정 동안 급속 냉각에 의해 균일 핵생성이 발생한 것을 알 수 있다.



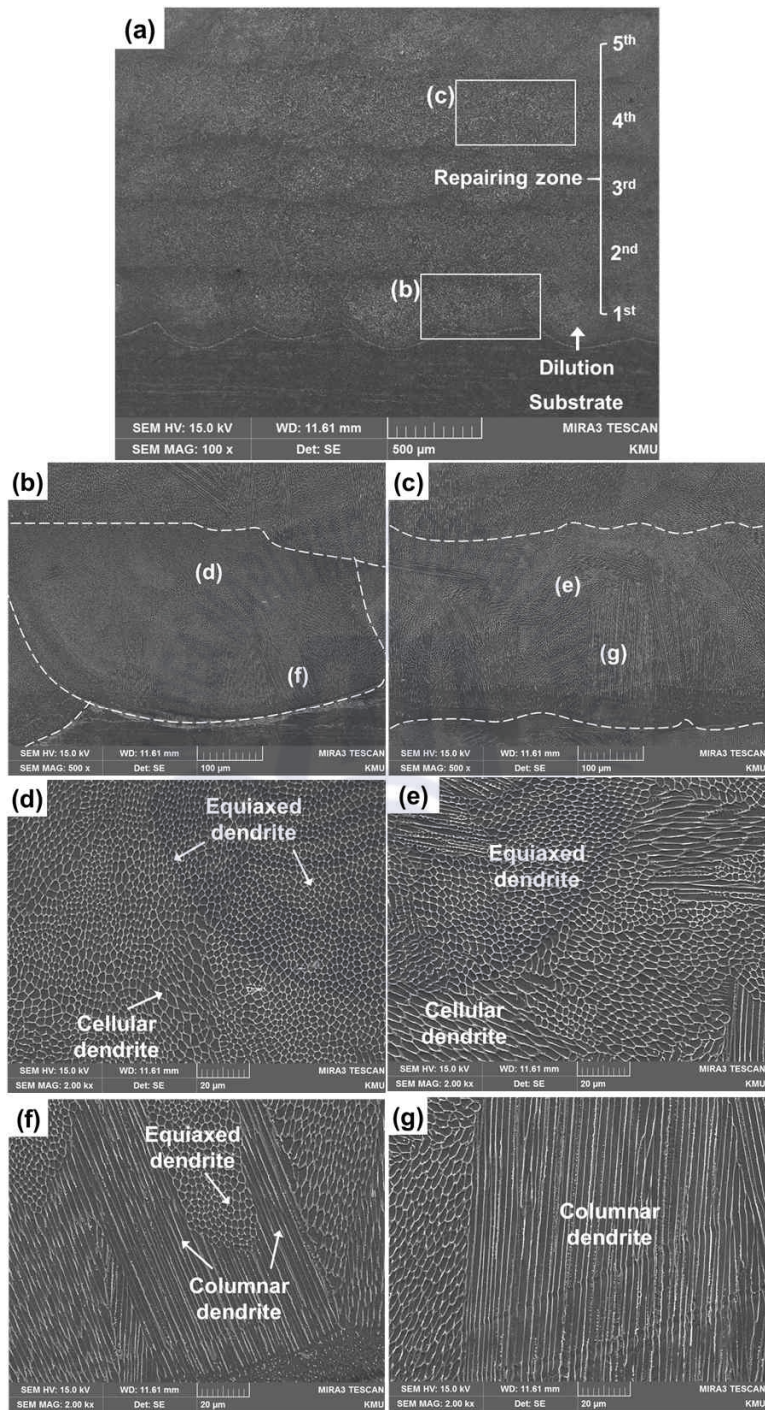


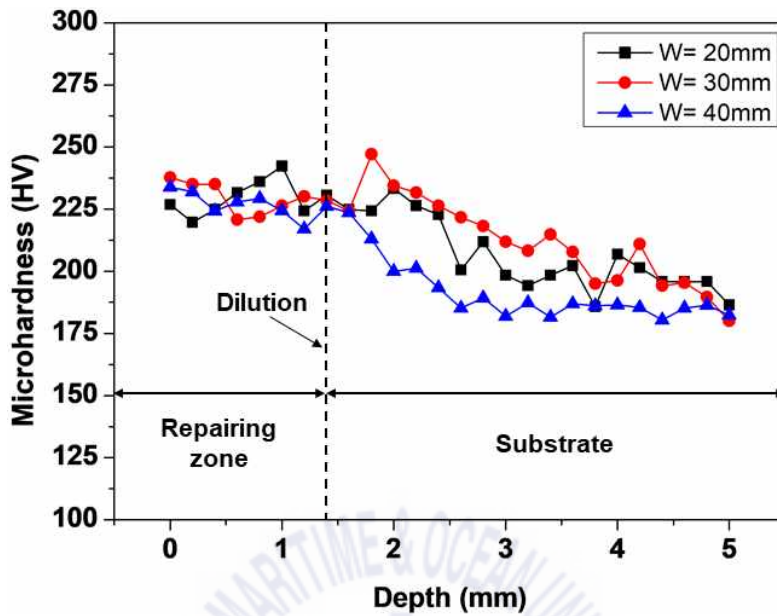
Fig. 5.7 SEM micrographs of the deposited 316L stainless steel with excess deposition (1.5 mm height)



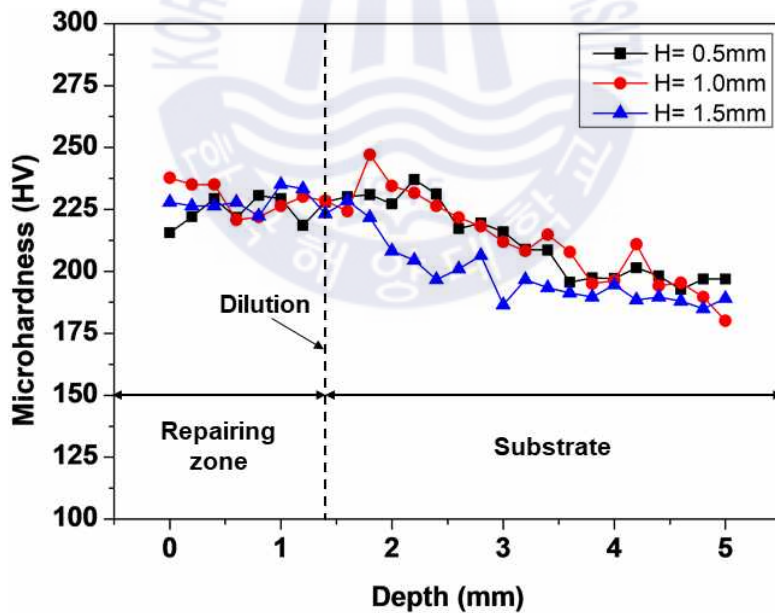
## 5.5 경도시험

Fig. 5.8은 과적층 변수에 따라 보수부에서 모재부까지의 경도 변화를 보여주고 있다. Fig. 5.8 (a)는 과적층 폭이 변할 때의 경도 변화를 나타낸다. 보수부의 경도 변화는 차이가 없었다. 그러나, 모재의 경도값은 과적층 폭이 커질수록 낮아지는 경향이 나타났다. 이러한 이유는 과적층 폭이 넓어질수록 모재로 전달되는 열량이 많아져 모재는 비교적 낮은 온도에 지속적으로 노출되어 템퍼링이 되어 모재의 경도가 낮아지게 된다. Fig. 5.8 (b)는 과적층 높이 변화에 따른 경도 변화 그래프를 보여주고 있다. 과적층 폭 변화와 마찬가지로, 보수부에서의 경도 변화는 차이가 없었다. 하지만, 모재는 과적층 높이가 높아질수록 경도값이 떨어지는 경향을 나타낸다. 이는 위에 설명한 것과 같이 템퍼링 효과에 의한 것으로 고찰된다.

Fig. 5.9는 과적층 적용 여부에 따른 보수 표면위치에서의 경도와 압흔을 나타내고 있다. 과적층을 적용하지 않은 샘플의 경우, 평균 212HV의 경도값을 나타낸다. 이와 달리, 과적층을 적용한 샘플의 경우, 경도값이 237HV로, 과적층을 적용하지 않은 시편 보다 25HV 증가하였다. 이러한 이유는 적층된 레이어의 재용융(remeling) 여부 차이에 의한 것으로 고려된다. 과적층을 적용하지 않은 시편의 경우, 경도를 측정한 위치는 최상층이며, 이는 적층이 끝난 직후, 공기 중에서 냉각된다. 하지만 과적층을 적용한 시편의 경우, 경도를 측정한 레이어는 그 다음 레이어 적층 과정에서 재용융 되어 미세구조와 결정립 성장(grain growth) 방향에 변화가 있었기 때문에, 경도 차이가 나는 것으로 분석된다.



(a)



(b)

Fig. 5.8 Vickers hardness distribution at different conditions: (a) width variation and (b) height variation

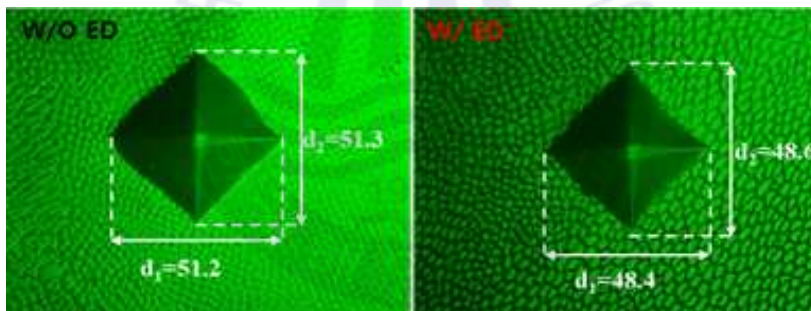
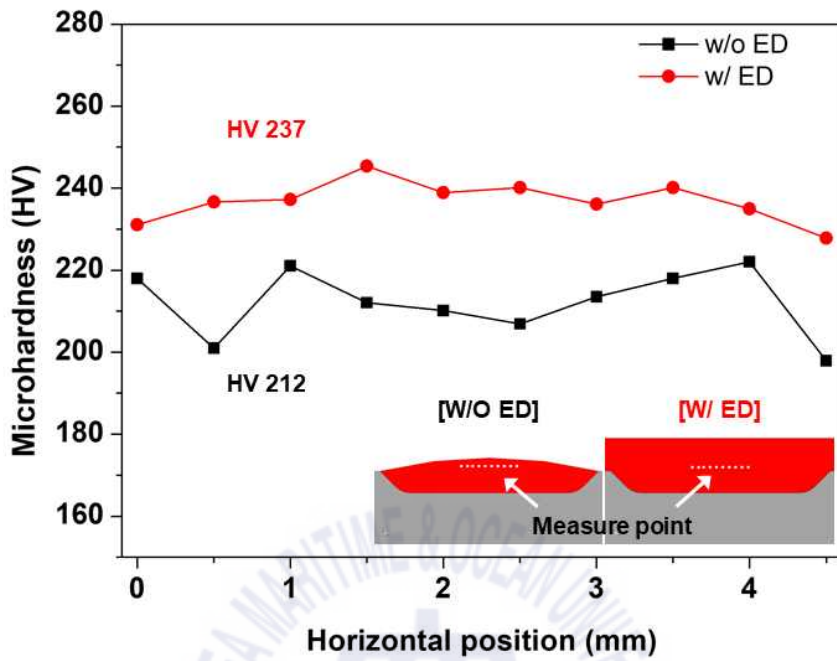


Fig. 5.9 Comparison of Vickers hardness and indentation marks at top layer in repairing zone

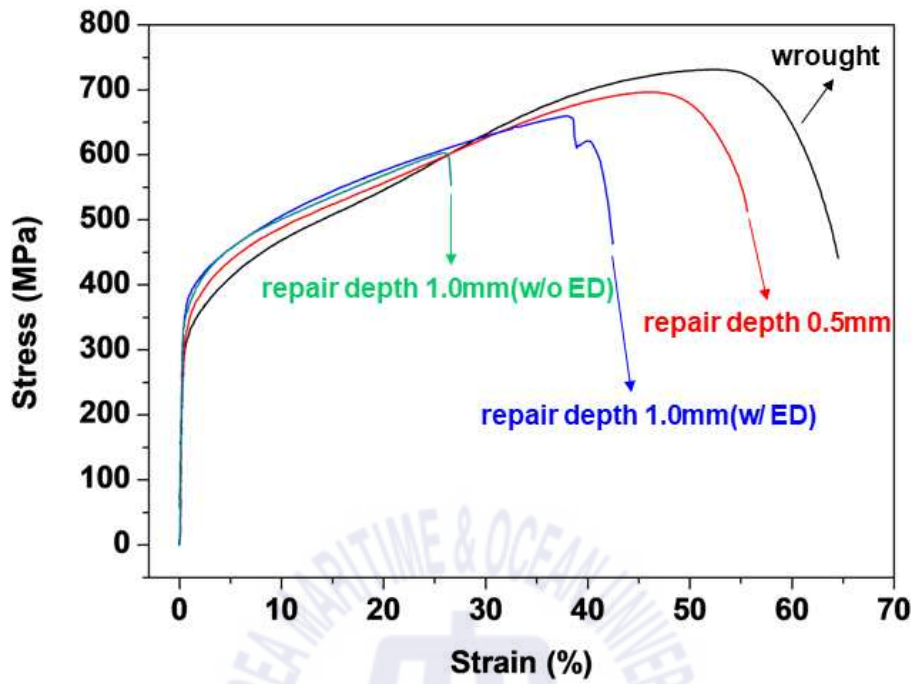
## 5.6 인장시험

Fig. 5.10은 보수 깊이와 과적층 적용에 따른 인장시편의 응력-변형률 곡선을 나타내고 있다. 적용된 과적층 조건은 폭과 높이가 각각 30mm, 1.5mm인 조건을 적용하였다. 그 이유는 냉각속도가 가장 느리고, 가장 작은 미세균열이 존재하였기 때문이다. 각각 인장시편에 대한 인장강도와 연신율은 Table 5.1에 나타내었다. Fig. 5.5에서 나와 있듯이, 보수 깊이가 0.5mm인 시편은 보수 계면에서 균열이 발생하지 않으므로, 보수 전 인장특성에 비해 인장강도와 연신율이 각각 3.3%, 15.6% 정도까지만 감소하였다. 하지만, 과적층을 적용하지 않은 보수 깊이가 1.0mm의 시편은 macro-scale의 균열이 발생하였기 때문에 인장강도와 연신율이 각각 19.1%와 62.5%가 감소하였다. 하지만 과적층을 적용할 경우에는 적용하지 않은 시편에 비해 인장강도는 112% 높아졌고, 연신율은 175% 높아짐을 알 수 있었다. 하지만, 여전히 보수 전 소재에 비해 인장강도와 연신율이 감소하였다. 이는 경계면에 존재하는 10~20  $\mu\text{m}$  크기의 미세 균열과 기공 때문이다. 또한, Fig. 5.10 (b)와 같이 보수 깊이가 2mm일 때, 과적층에 대한 효과가 인장 특성에 나타나지는 않았다. 이는 과적층 적용과는 관계없이 보수 깊이가 클 때는 보수부 계면에서 필연적으로 macro-scale의 균열이 발생한다는 것이다.

Fig. 5.11에는 인장시편의 파단면 사진과 파단 과정을 나타내었다. Fig. 5.11(a)에서와 같이 과적층을 적용한 시편과 적용하지 않은 시편의 파단면 형상이 다른 것을 알 수 있다. 이는 경계면에 존재하는 균열의 크기가 다르기 때문이다. 과적층을 적용한 시편의 파단 과정을 응력-변형률 선도와 함께 Fig. 5.11 (b)에 설명하였다. 인장 하중이 증가하면서 시편 표면에서 생성된 균열과 경계면에 존재하는 미세 균열들이 성장하여 보수부 경계면에서 macro-scale의 균열이 형성되는 순간 응력이 급격히 떨어지게 된다. 이후 다시 하중이 증가하면서 모재 부에서 표면에서 균열이 시작되어 성장하게 되고, 보수부 경계면의 macro-scale의 균열과 만나는 순간 시편이 파단에 이르게 된다. 이와 같은 파단 양상은 Shim 등이 수행한 DED 적층된 시편의 굽힘 시험 동안 발생하는 거동과 비슷하

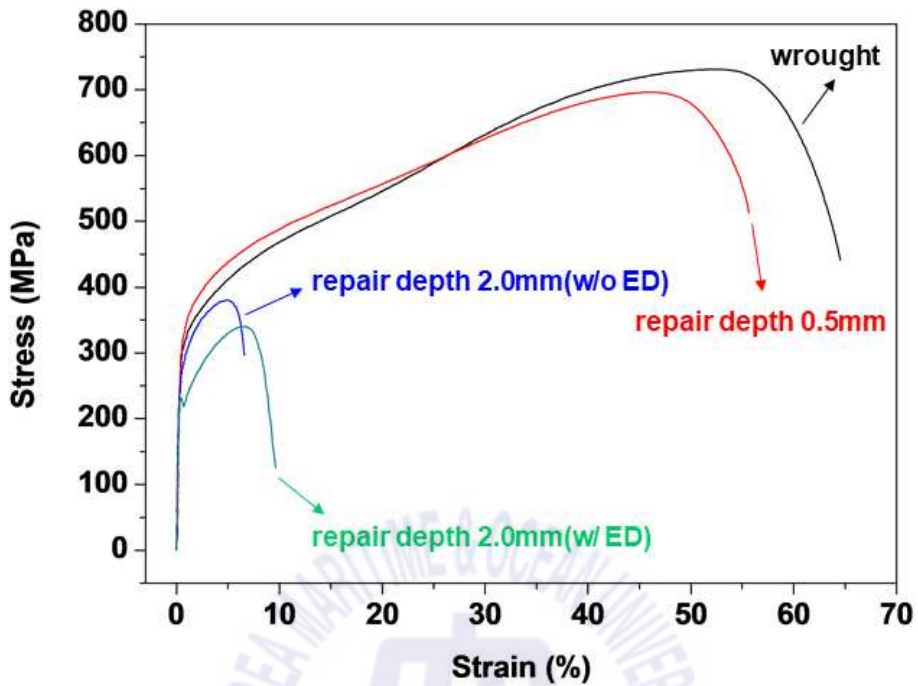
게 나타난다[71]. 반면에, 과적층을 적용하지 않은 시편의 파단 과정은 Fig. 5.11 (c)와 같이 나타난다. 인장 하중이 증가하면서 시편 표면에서 생성된 균열이 경계면에 존재하는 macro-scale의 균열과 만나, 모재부로 급격히 전파되어 시편 전체의 파단이 발생하게 된다.

Fig. 5.12에서는 과적층을 적용한 인장 시편의 위치별 파단면 관찰 결과를 나타내고 있다. 처음 파단이 발생한 보수부(Fig. 5.12 (b))에서는 미세 균열이 성장하면서 연성파괴가 일어났고, 모재부 표면(Fig. 5.12 (e))에서 전단 덩풀이 나타난 것으로 보아 모재부에서도 균열이 성장한 것으로 판단된다. 보수부 경계면 균열과 모재부 균열이 열영향부(Fig. 5.12 (c)) 부근에서 만나 시편이 파단에 이르게 때문에, 연성파괴와 벽개파괴가 동시에 일어남을 알 수 있다. 이와 달리, 과적층을 적용하지 않은 시편의 파단면은 다르게 나타났다. Fig. 5.13(b)에 나타내었듯이, 보수부에서는 경계면에 존재하는 macro-scale의 균열 때문에 연성이 거의 일어나지 않음을 알 수 있다. 이후 Fig. 5.13(c)에서 알 수 있듯이, 대부분의 벽개파괴가 일어났고 일부 연성파괴가 일어난 것으로 보아 보수부에서 전달된 균열이 모재부를 통과하여 시편이 급격하게 파단 되었음을 알 수 있다.



(a)



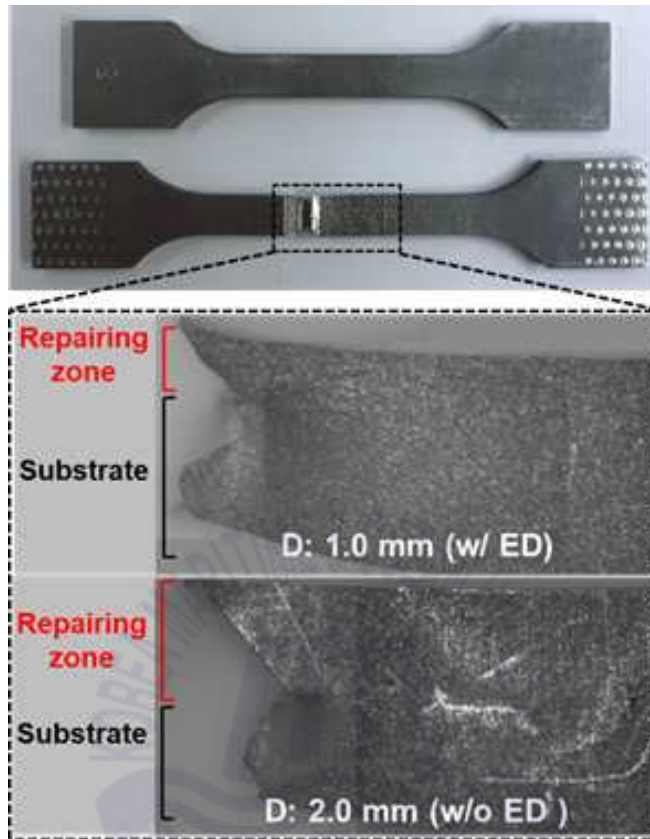


(b)

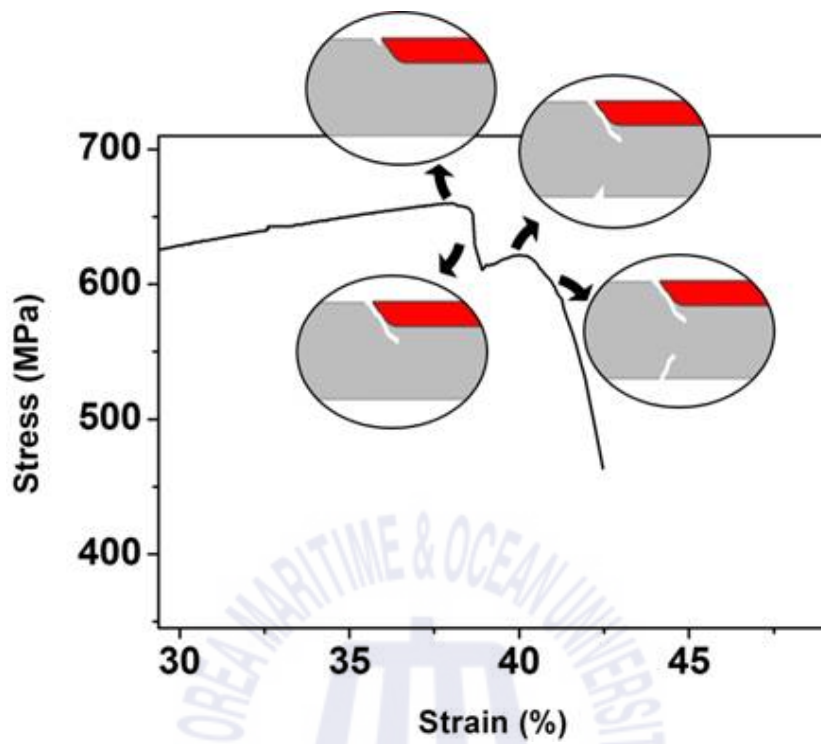
Fig. 5.10 Engineering stress-strain curves of without ED and with ED according to repair depth

Table 5.1 Tensile properties of specimens without ED and with ED according to repair depth

Repair depth	Condition	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
wrought	without ED	724±7	64±0.6
0.5 mm	without ED	700±3	54±1.4
1.0 mm	with ED	657 (one valid value)	42 (one valid value)
	without ED	586±21	24±2.7
2.0 mm	with ED	329±15	10±0.6
	without ED	379±24	8±1.7



(a)



(b)

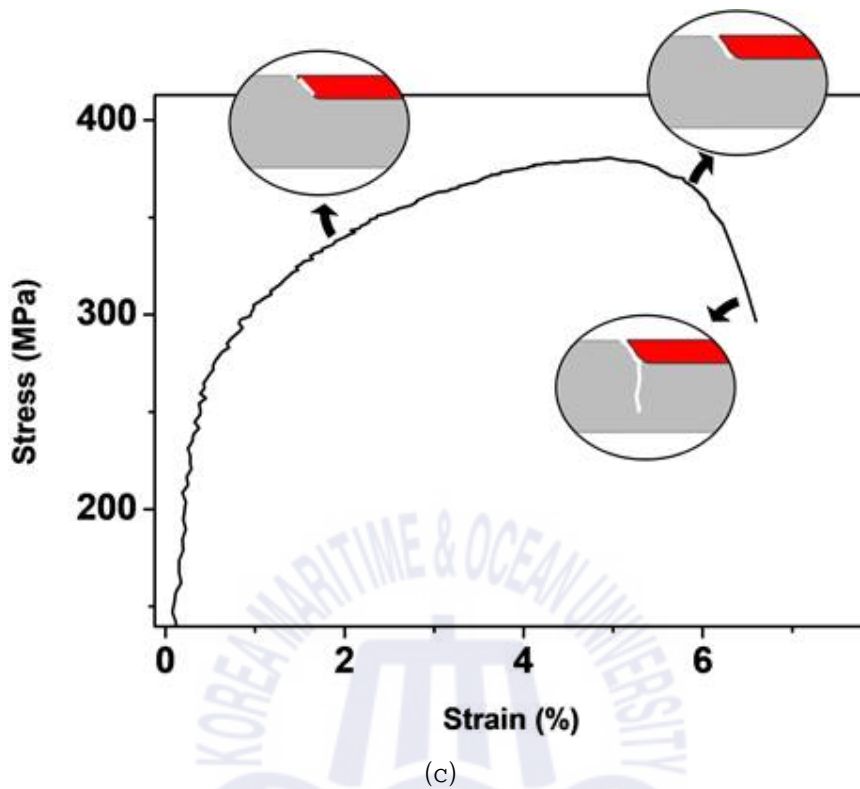


Fig. 5.11 (a) Macro-fractography of fractured tensile specimens and (b) schematic illustration of fracture behaviors of tensile specimens with ED and (c) schematic illustration of fracture behaviors of tensile specimens without ED

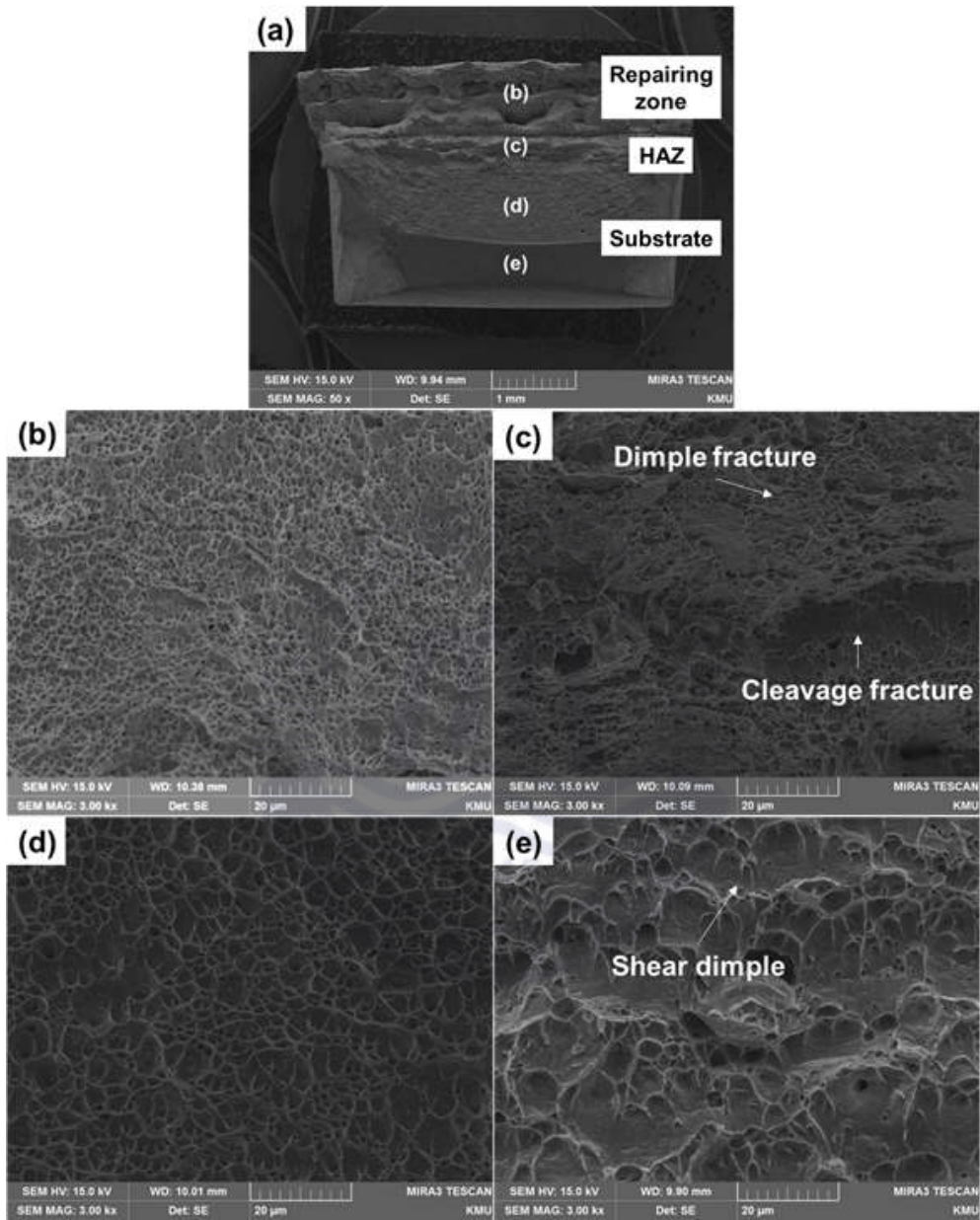


Fig. 5.12 Fracture surface of tensile specimen with excess deposition: (a) low magnification of fracture surface and (b), (c), (d), (e) high magnification of fracture surface at different positions

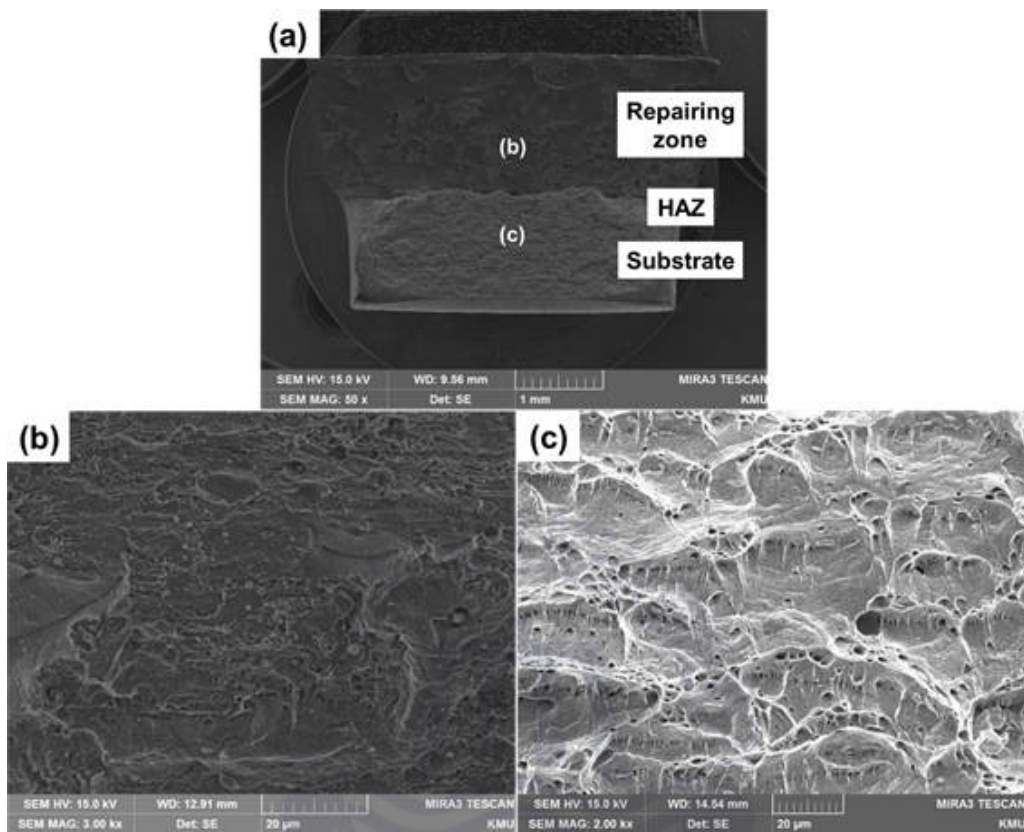


Fig. 5.13 Fracture surface of tensile specimen without excess deposition:  
 (a) low magnification of fracture surface and (b), (c) high magnification of  
 fracture surface at different positions



## 5.7 결론

본 연구에서는 DED 공정을 이용한 보수 과정에서 균열을 억제하기 위해 과적층이라는 새로운 방법을 적용하였다. 과적층 폭과 높이에 따라 온도변화와 균열을 관찰하였으며, 과적층 변수에 따른 경도 변화를 관찰하였다. 또한, 과적층 유무와 보수 깊이에 따른 보수 시편을 이용하여 인장시험을 수행하였으며, 파단 과정을 분석하였다. 연구 결과는 다음과 같다.

(1) 과적층 폭과 높이가 커질수록 적층시간과 최고온도는 증가하였다. 온도 변화 관찰 결과, 과적층 높이가 1.5mm 일 때, 적층부의 냉각속도가 가장 느렸다. 또한, 과적층 높이에 따른 냉각속도 감소 효과가 과적층 폭에 따른 감소보다 더 크게 나타남을 확인하였다. 이러한 이유로, 과적층을 적용할 경우에는 macro-scale의 균열은 발생하지 않았고 10~20  $\mu\text{m}$  크기의 미세 균열만이 발생함을 확인하였다.

(2) 미세조직 관찰 결과, 보수부에서는 복잡한 형상의 덴드라이트 조직이 관찰되었다. 또한, 비드 외곽에서는 수지상정 덴드라이트, 중앙에서는 등축정 덴드라이트가 관찰되었다.

(3) 과적층을 적용한 1mm 보수된 시편의 경우, 인장강도와 연신율이 각각 적용하지 않은 보수 시편보다 112%, 175% 높게 나타났음을 알 수 있다. 또한, 보수 깊이가 깊은 경우, 과적층 적용과는 상관없이 macro-scale의 균열이 발생됨을 알 수 있었다.

(4) 인장 시편의 파단 양상은 표면에 형성된 균열을 시작으로, 경계면에 존재하는 미세균열들이 성장하여 파단이 시작되었고, 이후 모재부에서 성장한 크랙과 합쳐지면서 최종 파단이 일어남을 알 수 있다. 파단면 관찰 결과, 보수부, 열영향부, 모재부 전체에서 연성파괴인 딴뜰이 관찰되었고, 열영향부에서는 벽개파괴가 관찰되었다.

위와 같은 연구 결과를 통해, 과적층을 적용한 1mm 보수된 시편의 인장 특성이 향상됨을 알 수 있었다. 하지만, 보수 깊이가 깊어질 때, 과적층을 이용하여 기계적 특성을 향상시키기에는 한계가 있는 것으로 예측된다. 또한, 과적층량을 늘리게 되면, 냉각속도를 낮출 수 있지만, 그만큼 적층 시간이 늘어난다. 이외에도 모재에 전달되는 열량이 더욱 많아져, 모재의 경도는 더욱 낮아질 것이다. 이러한 이유로 과적층량을 증가시키는 데에는 한계가 있음을 알 수 있다. 다음 장에서는 보수 깊이와 관계없이 균열이 발생하지 않도록 모재를 가열(heating)하여 열응력 낮춰 그 결과를 관찰할 계획이다.

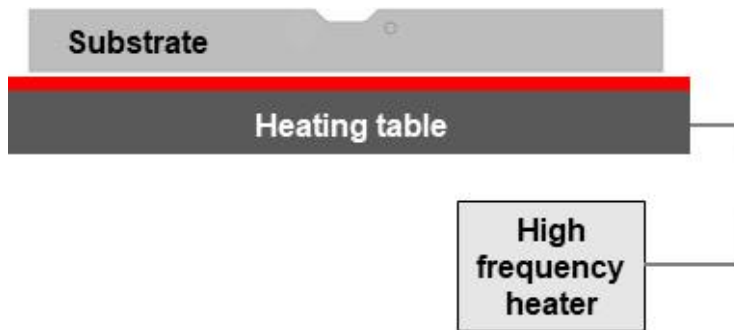


## 제 6 장 공정 중 모재 가열이 결합 및 보수 특성에 미치는 효과

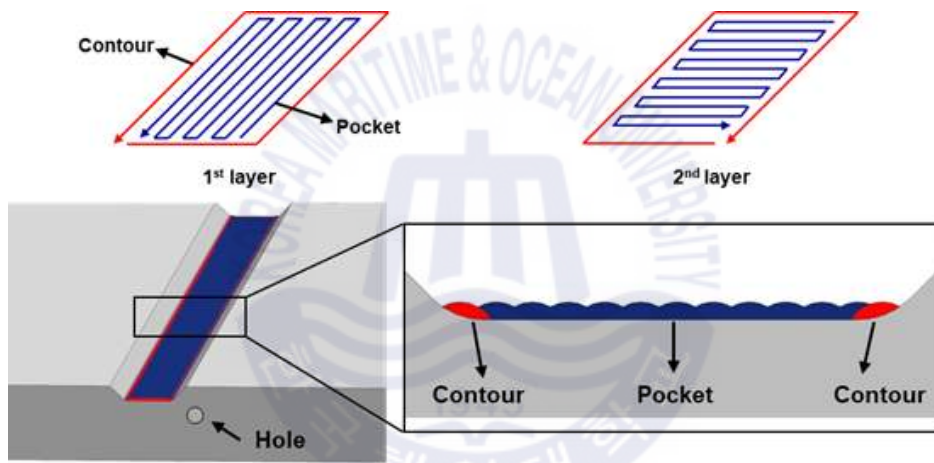
### 6.1 공정 중 모재 가열 방법 및 조건

앞 장에서 보여주듯이, 공정 중 후열처리 기법을 적용하여 DED 보수를 진행하였다. 그 결과, 보수 깊이 1mm 시편에서는 균열 억제 효과가 있었지만 2mm 시편에서는 효과가 없는 것을 확인하였다. 따라서, 본 연구에서는 적층 과정에서 발생될 수 있는 열응력을 완화시키기 위해 공정 중 모재 가열(in-situ substrate heating, In-SH)을 시도하였다.

이번 장에서는 macro-scale의 균열이 발생한 보수 깊이 2mm에 대해 공정 중 모재 가열을 적용하였다. 공정 중 모재 가열은 일정 온도로 모재를 가열한 후, 보수 공정 동안 온도를 계속 유지함으로써 레이저에 의해 용융된 영역의 냉각 속도를 낮추는 방법이다(Fig. 6. 1 (a)). Fig. 6.1 (b)는 보수 적층 절차를 보여주고 있다. 레이어를 형성하기 위해, 첫 번째로 보수되는 영역의 외곽을 따라 적층한 후, 단일 비드가 0.5mm 간격으로 중첩(overlap)되도록 하여 내부를 형성된다. 이렇게 형성된 단일 레이어가 보수가 완료될 때까지 교차되어 층층이 쌓여 적층된다. 가열 온도에 따른 특성을 관찰하기 위해, 모재를 각각 250, 350, 450℃로 가열하였고 이를 상온과 비교하였다.



(a)



(b)

Fig. 6.1 (a) In-situ substrate heating (SH) treatments and (b) scanning procedure used during repair process

## 6.2 온도 변화 관찰

온도 변화를 관찰하기 위해, 4장에서와 같이 열전대와 데이터 로거를 이용하여 온도 정보를 수집하였다. Fig. 6.2는 고주파 가열기, 열전대 그리고 데이터 로거가 설치된 DED 장비를 보여주고 있다. Fig. 6.3은 공정 중 모재 가열을 적용한 보수 과정 동안의 온도-시간 그래프를 나타내고 있다. 보수 공정이 끝난 순간의 온도는 설정된 가열 온도보다 높게 나타났으며, 가열 온도가 높아질수록 온도는 증가하였고, 일정 온도로 냉각되는 시간이 길어졌다. 25℃(untreated)와 가열 온도 250℃의 냉각 시간은 각각 2665, 2516초로 크게 차이가 없었다. 하지만, 가열 온도 350℃와 450℃(In-SH)의 냉각 시간은 각각 3155, 3289초로 25℃와 250℃보다 길어진 것을 알 수 있다. 이는 레이저로부터 유입된 열과, 지속적으로 모재를 가열하여 발생한 열 영향 때문에 공정이 끝난 순간의 온도가 높아지기 때문이다. 이러한 결과는 고속도 공구강(M4)을 예열하여 적용한 연구 결과에도 동일하게 나타났다[72].

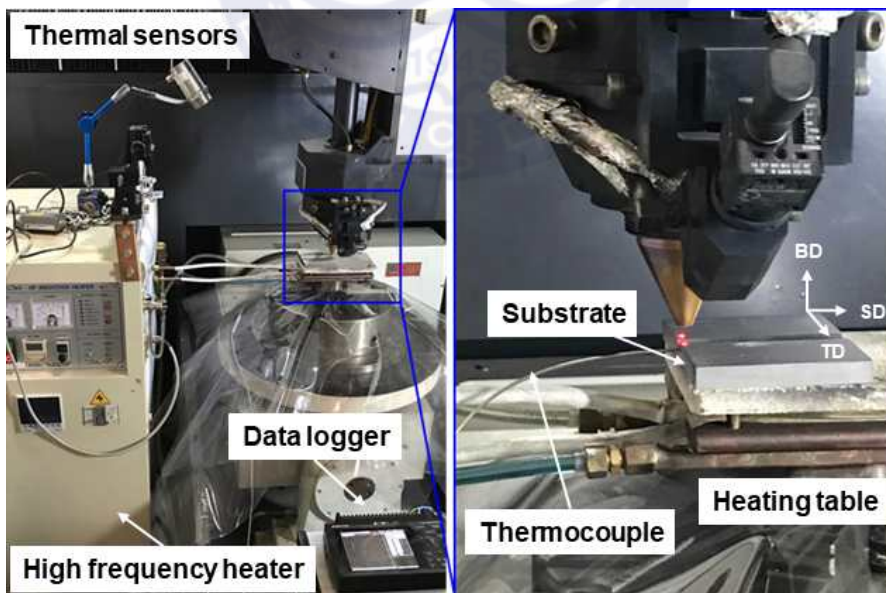


Fig. 6.2 DED machine and setup for preheating substrate

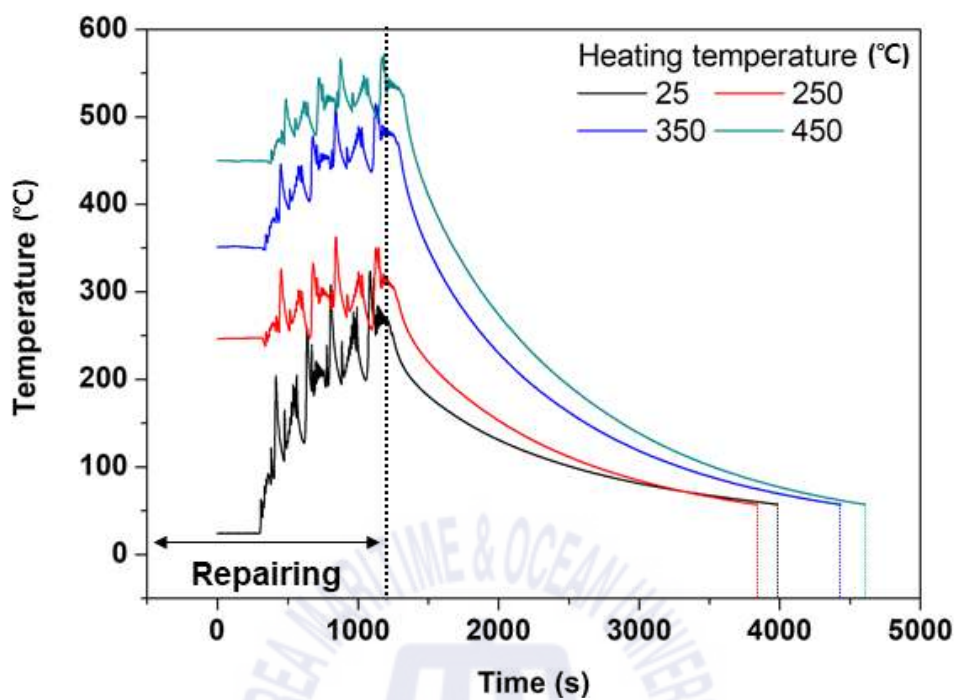


Fig. 6.3 Temperature changes during deposition at In-situ substrate heating



### 6.3 단면 관찰

미처리(untreated)와 In-SH(450℃) 샘플 단면을 광학현미경으로 관찰하였다 (Fig. 6.4). 그 결과, 미처리 샘플에서는 300  $\mu\text{m}$  이상의 macro-scale의 균열이 관찰되었다. 반면에, In-SH 샘플에서는 보수부의 첫 번째 레이어와 모재 사이의 평행부에서는 균열이 관찰되지 않았다. 하지만, 보수부의 경사진 계면에서는 여전히 100  $\mu\text{m}$  이상의 미세 균열이 존재하였다. 공정 중 모재 가열을 통해 온도 구배를 낮춤에도 불구하고, 보수부와 모재부 경사면에서의 균열을 완전히 제거하지는 못했다.

Fig. 6.5 (a)는 모재 가열 온도에 따른 샘플의 경사면에 발생한 미세 균열을 보여주고 있다. 모재 가열 온도에 따라 발생한 균열의 크기를 측정한 결과를 Fig. 6.5 (b)에 나타내었다. 모재 가열 온도가 높아질수록 균열의 크기는 줄어들었다. 따라서, 고온에서의 SH 처리는 온도 구배 및 높은 냉각속도에 의한 열응력을 낮추는 데 효과적이며, 균열을 억제할 수 있다. 균열 발생의 주된 원인은 적층 재료의 급속 냉각으로 인해 발생한 높은 열응력 때문이다. 이외에도, 경사면에 에너지가 충분히 공급되지 않아 발생하는 융합 부족을 2차 원인으로 들 수 있다. 융합 부족의 결과를 경사면 부근의 미용융 분말(unmelted powder)을 통해서 확인할 수 있다(Fig. 6.5 (c)). 이는 용융풀이 형성되었을지라도 적층 비드 또는 적층 레이어가 인접한 비드 또는 이전 레이어(또는 모재)와 완전히 융합되지 않아 발생한다. 만약 공급되는 에너지가 더욱 감소한다면, 용융풀 또는 적층비드가 인접한 비드 또는 레이어(또는 모재)와 융합되지 못해서 발생하는 침투 부족(lack of penetration)으로 이어지게 된다. 이와 같은 결함으로 인해 적층부가 적층 중 혹은 모재에서 분리되거나 또는 적층된 소재 내의 레이어 사이에서 분리가 일어날 수 있다[73].

단면 관찰 결과, 미세 균열은 오직 경사면에서 발생한 것을 알 수 있는데, 이는 다음과 같이 설명될 수 있다. Fig. 6.6은 다른 위치에 형성되는 용융풀과 모재의 온도분포 예상 모식도를 보여주고 있으며, 평행부와 경사부에서 용융풀 주변의 온도 분포가 다른 것을 알 수 있다. 이전에 적층된 레이어의 열영향으

로 인해 평행부에 형성된 용융풀의 온도 분포는 확실히 높은 것을 알 수 있다. 반면에, 경사면에 형성된 용융풀의 온도 분포는 이전 레이어보다 모재에 의한 영향을 더욱 많이 받아, 평행부 주변의 온도보다는 상대적으로 낮은 수준을 유지하게 된다. 따라서, 경사면의 모재와 이전 레이어, 그리고 분말을 용융시키기 위해서는 평행부보다는 더욱 높은 에너지가 필요하게 된다. 그러므로, 동일한 에너지를 평행부와 경사부에 적용할 경우, 상대적으로 낮은 에너지가 용융풀에 공급이 됨으로써 융합 부족 혹은 침투 부족이 발생하게 되는 것이다.

이외에도, 모재 표면의 반사율은 재료의 흡수율에도 영향을 줄 수 있다. Eltawhni 등은 레이저 출력을 고정한 후 입사각을 크게 하였을 때 상대적으로 흡수되는 에너지가 작아진다고 보고하였다[74]. 따라서 경사부에서는 레이저의 반사율이 높아져 모재와 이전 레이어, 그리고 분말을 용융시키기 위한 에너지 흡수율은 떨어지게 된다. 이처럼 위에서 설명된 경사면 용융풀 주변의 낮은 온도와 경사면에서의 높은 반사율에 의한 융합 부족으로 미세 균열이 발생한다. 특히, 모재 가열 온도가 낮을 경우 경사면 에너지 밀도는 줄어들고 불충분한 융합과 침투가 발생하여 macro-scale의 균열이 발생한다(Fig. 6.5). 또한 초기 모재 온도가 높을수록 레이저 흡수율은 증가한다[75]. 그러므로 높은 에너지 밀도는 모재부와 보수부 경사면 부근의 결함을 제거하는데 가장 중요한 것임을 알 수 있다.

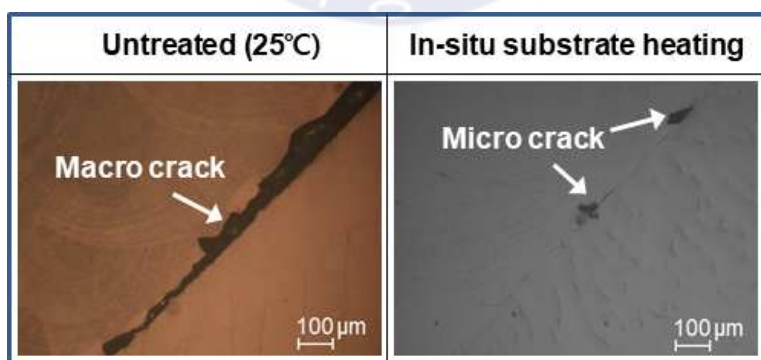
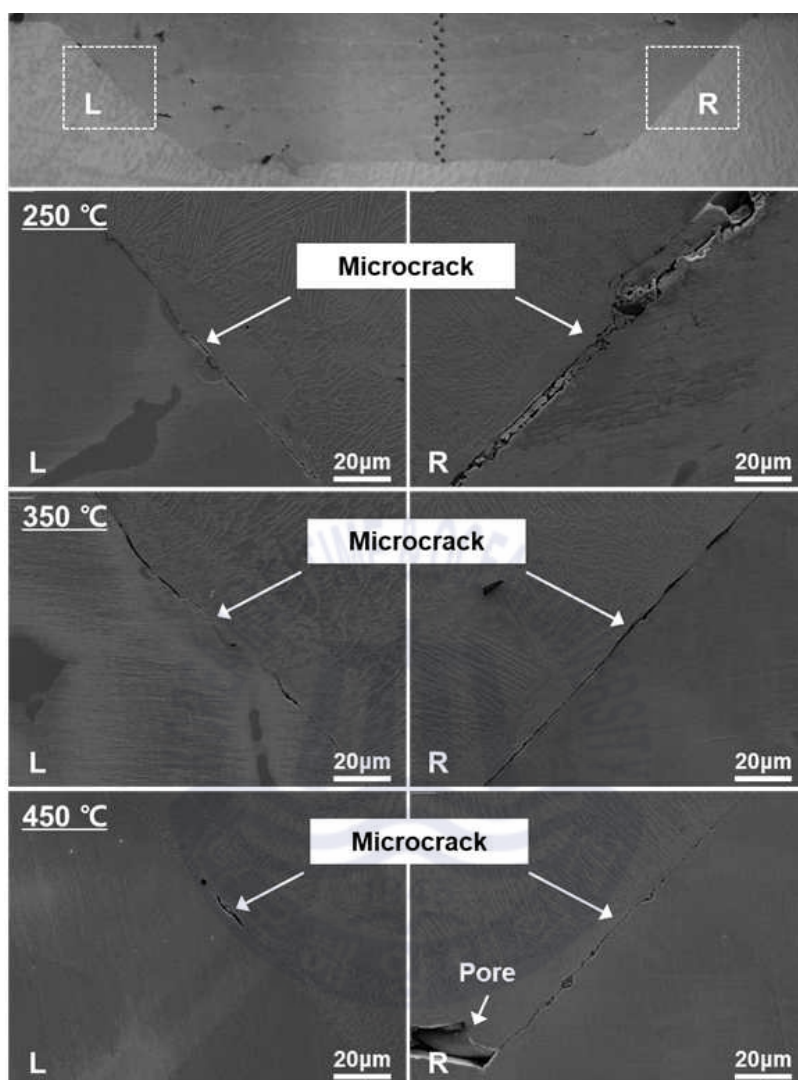
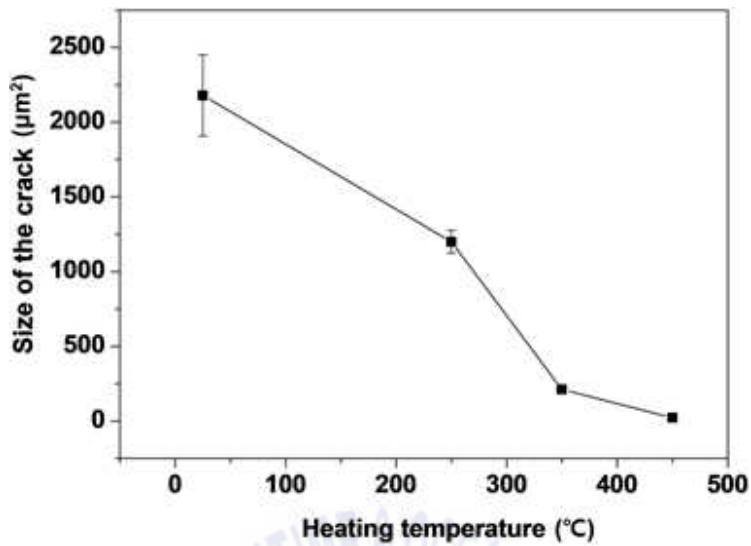


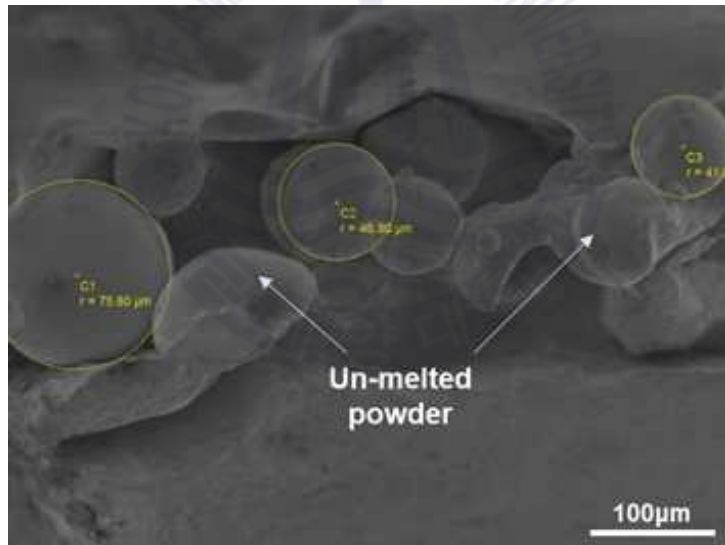
Fig. 6.4 Macro-images of cross-section of untreated and in-situ SH specimens



(a)



(b)



(c)

Fig. 6.5 (a) Cross-section showing microcrack and pores at the substrate-repair interface and (b) size of interfacial crack at different heating temperatures, and (c) un-melted powders around repaired interface

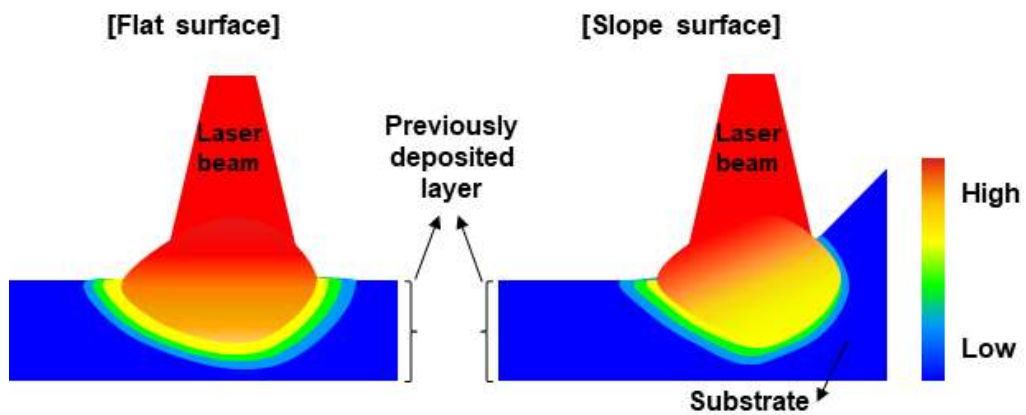


Fig. 6.6 Schematic of melt pool formation and expected temperature distribution at different positions



## 6.4 미세조직 관찰

가열된 모재에 적층되는 첫 번째 레이어의 미세조직에 차이가 있는 것을 확인하였다. Fig. 6.7은 가열 온도에 따른 첫 번째 레이어의 미세조직을 보여주고 있으며, 가열 온도가 높아질수록 수지상정 텐드라이트와 등축정 텐드라이트의 팔 거리(arm spacing)가 증가하는 것을 알 수 있다. 이는 모재가 가열되기 때문에 용융폴의 냉각속도가 느려지기 때문이다. 이러한 결과는 Zhang 등의 연구결과와 비슷한 경향을 보였다[49]. Fig. 6.8은 모재 가열 온도에 따른 보수된 샘플의 결정립 종횡비(grain aspect ratio)와 역극점도를 보여주고 있다. 모재 가열 온도가 높아질수록 보수부에 형성된 미세조직은 더욱 조대해지고 수지상정 텐드라이트의 부피가 줄어드는 것을 알 수 있다. 이는 모재 가열 처리에 의해 냉각속도가 감소했기 때문이다. 결정립 크기의 차이는 모재 가열된 샘플(SH-treated)의 기계적 특성에 영향을 미칠 것으로 생각된다.

EDS line scan을 이용하여 미처리, In-SH 샘플의 조성을 측정하였다(Fig. 6.9). 2장의 Table 1에서 알 수 있듯이 316L 스테인리스강의 소재임에도 불구하고, 모재와 적층 분말의 화학 조성이 다르기 때문에 보수부와 모재부의 원소별 함량 차이가 발생할 것이다. Fe 원소 함량은 두 샘플에서 모재부와 보수부 사이에 큰 차이를 나타냈다. 하지만 미처리 샘플의 경우, 보수부와 모재부의 Ni 함량 차이는 크지 않았다. 반면에 In-SH 샘플의 경우 보수부와 모재부의 Ni 함량 차이는 큰 것을 알 수 있다. 미처리 샘플(11.45 wt.%)의 모재 Ni 함량이 In-SH 샘플(8.51 wt.%)보다 큰 것을 알 수 있다. Sun 등은 Ni과 Cr 함량이 다른 재료를 사용하여 보수 시편을 제작하였고, 함량 차이에 따른 고용강화 효과로 인해 보수부의 경도 변화가 있다고 밝혔다[76]. 따라서 Ni 함량이 줄어들어 고용강화 효과가 감소하기 때문에 모재의 경도가 감소 될 것으로 예상된다. 보수부와 모재부의 경도는 다음 절에서 설명되어 있다.



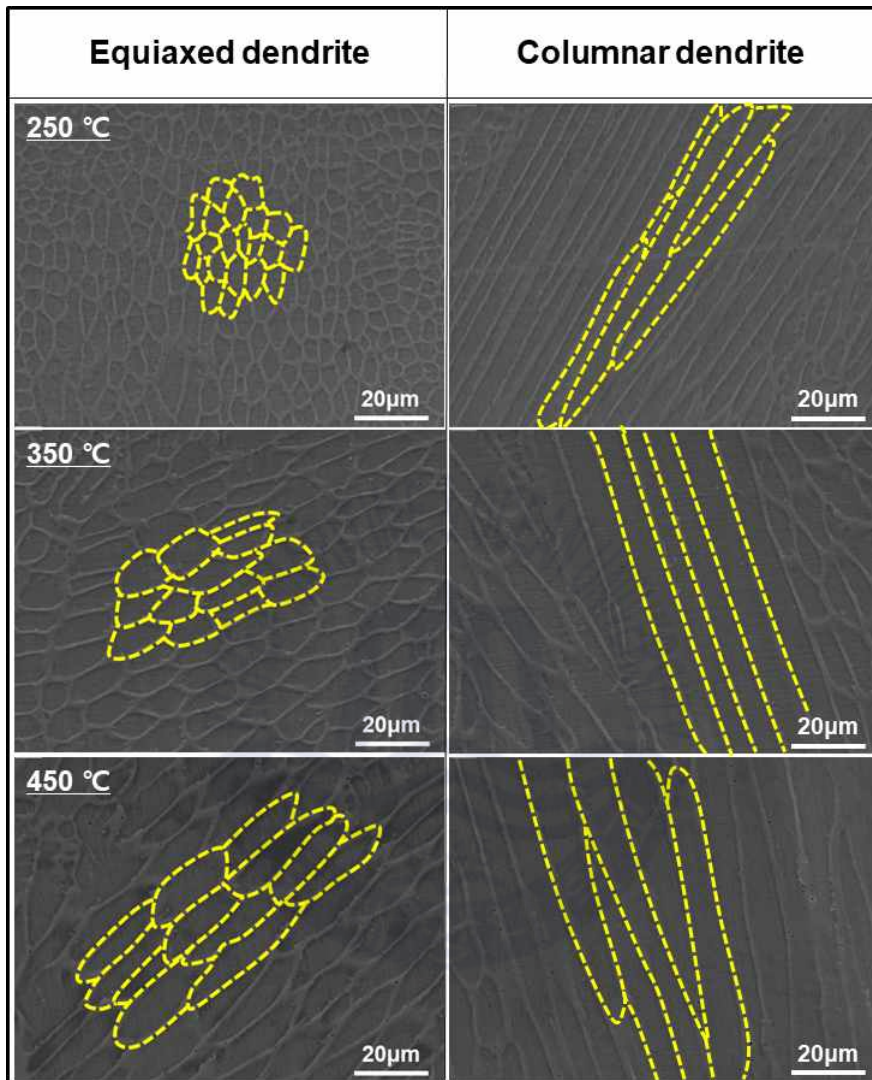


Fig. 6.7 SEM micrographs of repaired 316L stainless steel with different SH temperatures

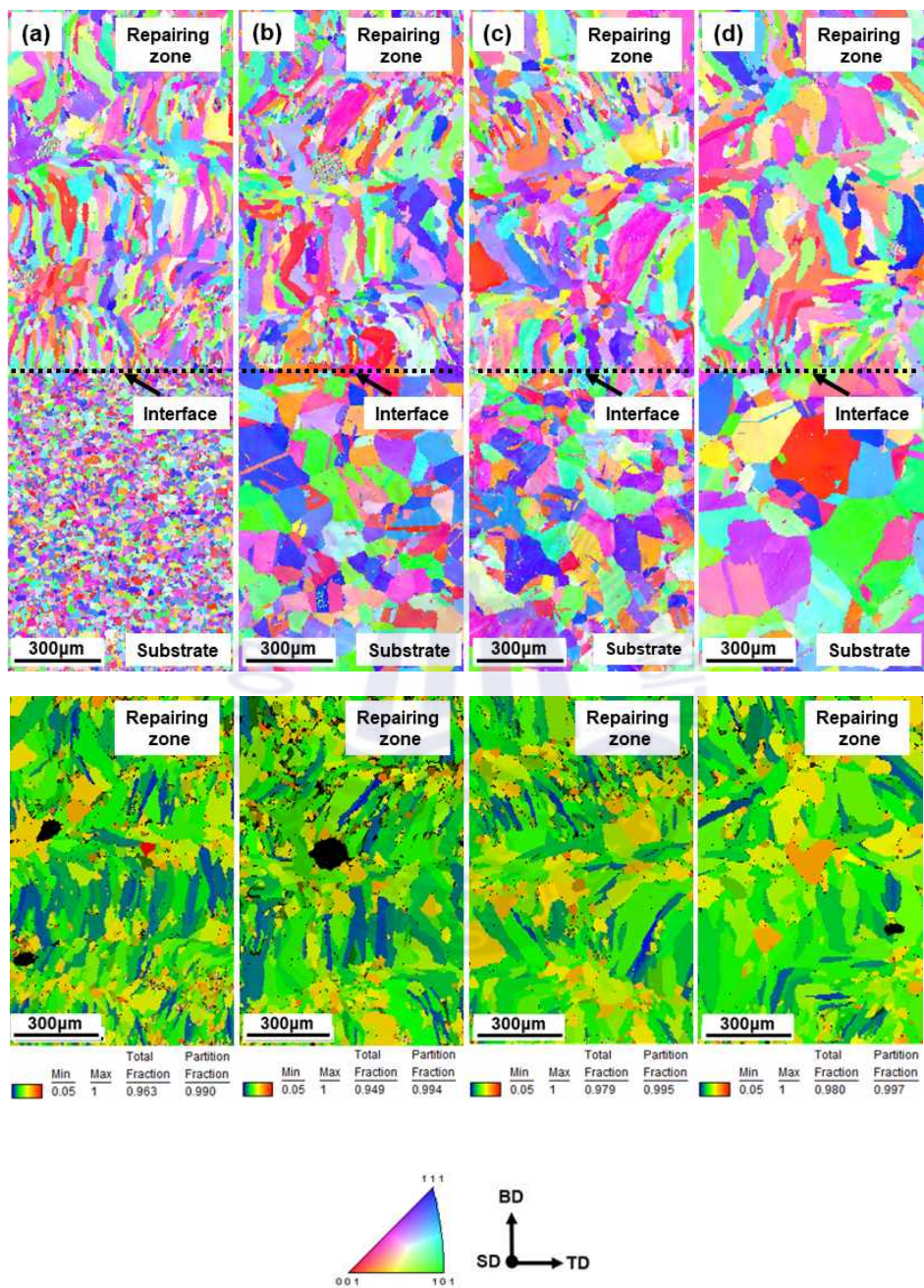
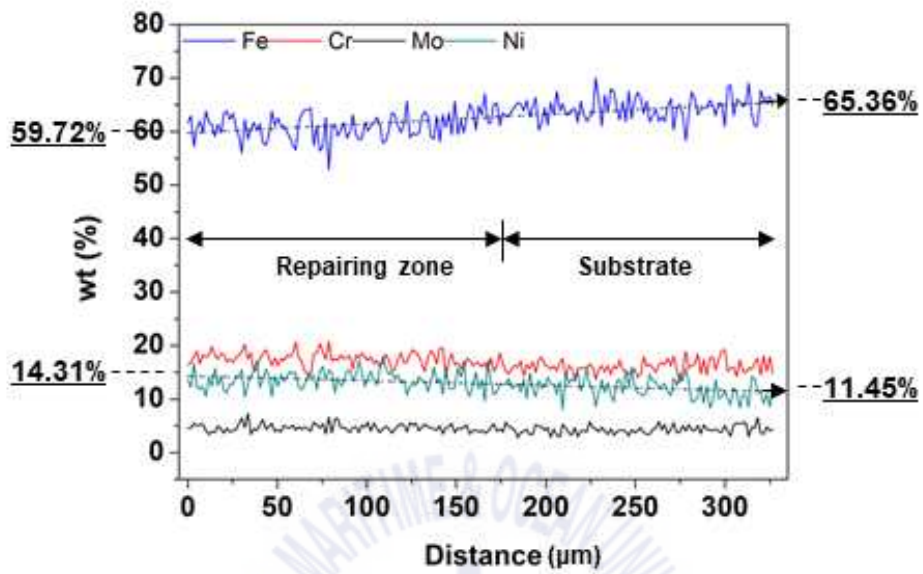
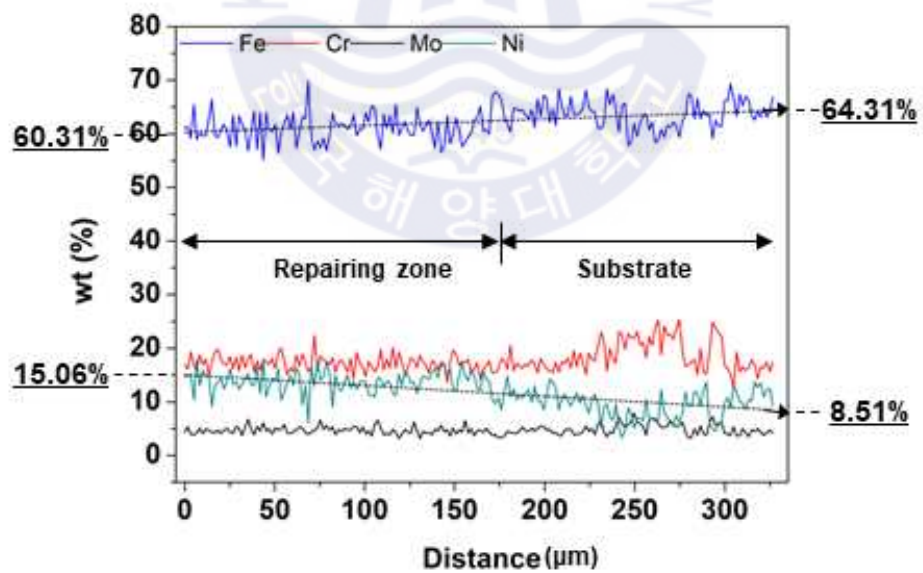


Fig. 6.8 Inverse pole figure and grain aspect ratio maps of samples at different heating temperatures (BD-TD plane): (a) 25°C, (b) 250°C, (c) 350°C, (d) 450°C



(a)



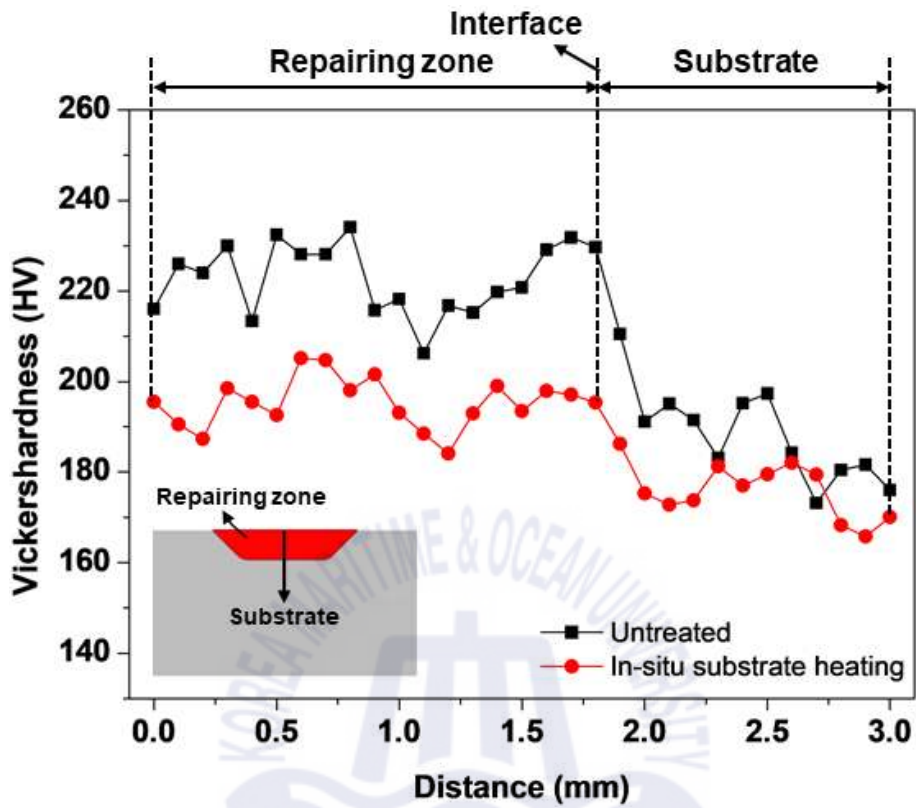
(b)

Fig. 6.9 EDS results of (a) untreated and (b) In-SH sample

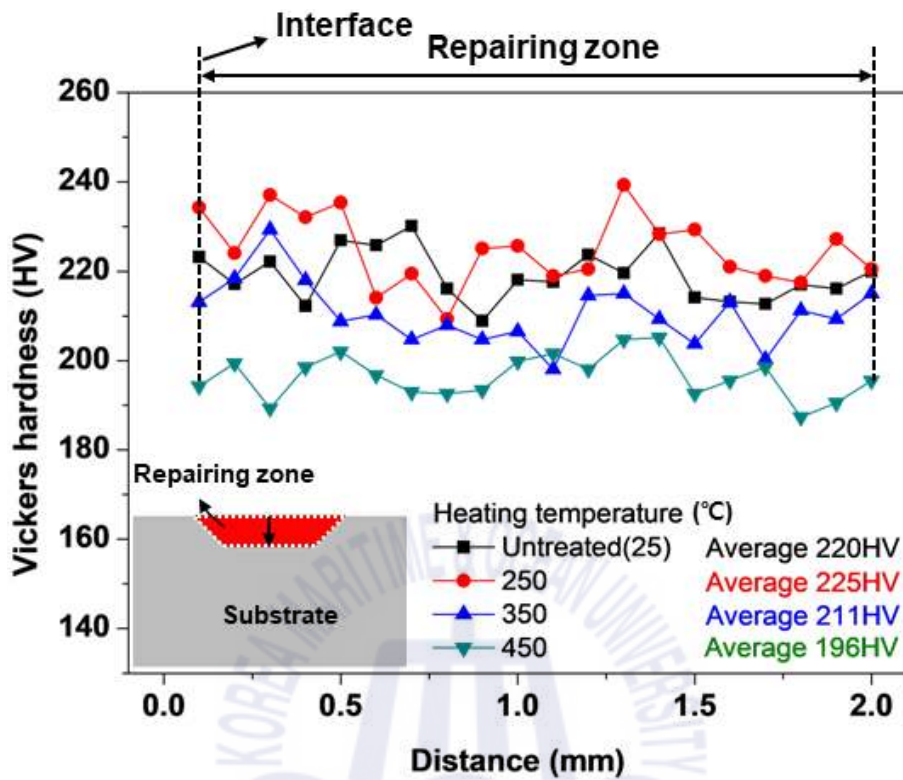


## 6.5 경도 시험

Fig. 6.10 (a)는 보수부와 모재부의 수직 방향 경도 분포를 보여주고 있다. 두 가지 샘플에서 모재부의 경도는 보수부보다 낮은 것을 알 수 있다. 특히, 경계면 부근의 경도는 모재의 하단부보다 높은 것을 알 수 있다. 이는 보수 공정 동안 발생한 열이 모재를 통해 빠져나가면서 계면 주변의 결정립은 재결정되기 때문에 경도와 강도가 높아지게 된다[77]. 이와 달리, In-SH 샘플의 모재부 경도는 낮아진 것을 알 수 있다. 이는 모재 가열로 인해 재결정된 결정립이 성장하기 때문이다. 또한 미처리 샘플과 비교하였을 때 모재부와 보수부의 경도는 유사한 것을 알 수 있다. 이는 가열된 모재와 적층되는 레이어의 온도 구배가 작아져 형성되는 결정립 크기가 조대화되기 때문이다. Fig. 6.10 (b)는 모재 가열 온도에 따른 보수부의 수평 방향 경도 변화를 보여주고 있다. 미처리(25℃)와 가열 온도 250℃의 경우 경도 값은 각각 220HV, 225HV로 큰 차이가 없었다. 하지만 가열온도 350℃와 450℃일 때 경도 값이 각각 211HV, 196HV로보다 낮게 나타났다. 즉, 가열 온도가 높아질수록 보수부의 경도값은 점점 낮아지는 경향을 보였는데, 이는 Fig. 6.7과 Fig. 6.8에 설명한 것처럼 모재의 높은 온도에 의한 조대화된 미세조직 때문이다.



(a)



(b)

Fig. 6.10 Hardness distribution of (a) untreated and In-situ SH sample and (b) repairing zone with respect to SH temperature



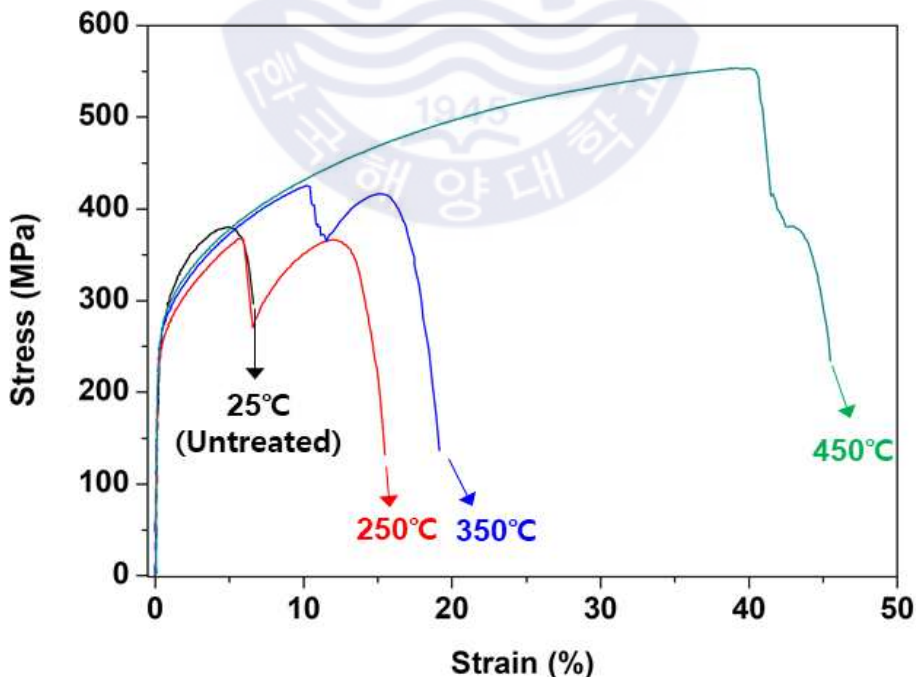
## 6.6 인장 시험

가열 온도와 조건에 따른 인장시험 결과를 Fig. 6.11 (a)와 Table 6.1에 나타내었다. 가열 온도 250℃의 경우 미처리 시편(untreated specimen)과 유사한 인장강도를 나타내고 있으나, 연신율은 182% 증가하였다. 가열 온도 350℃ 시편의 경우 미처리 시편보다 인장강도와 연신율이 각각 118%와 295% 증가함을 확인할 수 있다. 특히, 가열 온도가 가장 높은 450℃의 경우 인장강도와 연신율이 각각 143%와 536%로 크게 증가하였다. 이러한 가열 온도에 따른 인장 특성의 변화는 앞서 Fig. 6.5 (a)에서 설명한 바와 같이 경사면에 발생한 균열의 크기 차이 때문이라고 할 수 있다. Fig. 6.11 (b)는 보수 전 시편(wrought), 미처리(25℃) 그리고 In-situ SH(450℃)로 보수된 시편의 인장 곡선을 보여주고 있다. In-situ SH 시편에 대한 인장 곡선은 균열의 크기가 가장 작은 450℃ 조건에서 제작된 시편의 인장 시험 결과이다. 미처리 시편의 경우, 보수 전 시편보다 인장강도와 연신율이 52%와 12%에 불과하였다. 하지만, In-situ SH시편의 경우, 보수 전 시편 대비 인장강도와 연신율이 각각 74%와 65% 수준이지만, 미처리 시편보다는 증가하였다. 이는 모재 가열을 통해 균열의 크기가 작아졌기 때문이다.

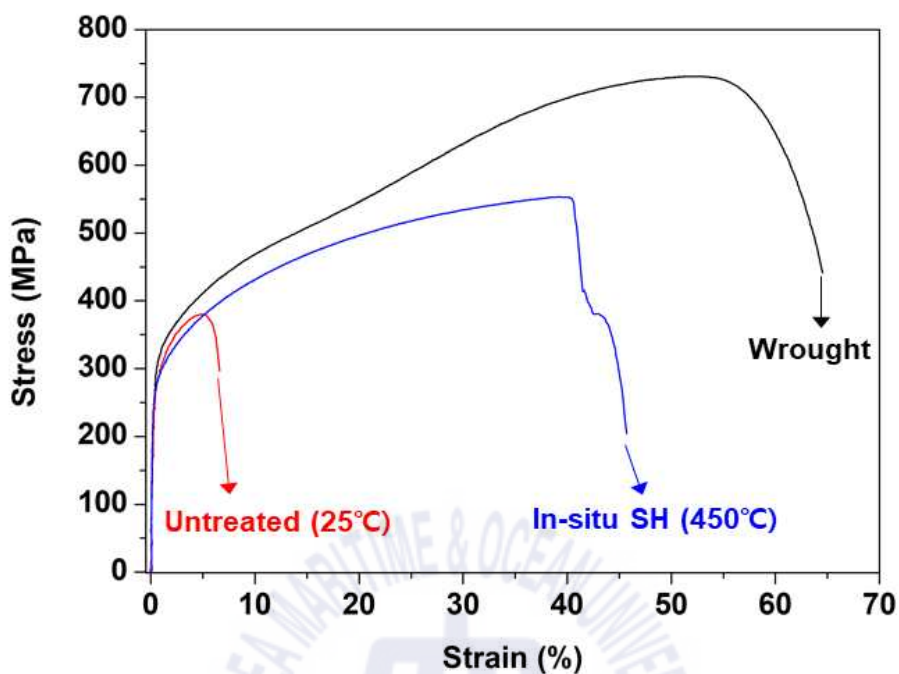
모재 가열을 적용한 시편의 파단 과정을 응력-변형률 선도 그리고 인장시험 사진과 함께 Fig. 6.12에 나타내었다. 인장 하중이 증가하면서 시편 표면(흰 화살표)에서 균열 생성이 시작된다(I). 한편, 인장 하중에 의해 보수부 적층 과정에서 경사면에 만들어진 미세 균열들이 성장하여 보수부 경계면을 따라 macro-scale 균열이 형성되는 순간(II) 응력이 급격히 떨어지게 된다. 이후 다시 응력이 증가하면서 이번에는 모재부 표면(흰 화살표, 시편 아랫면)에서 균열이 시작되어(III) 성장하게 되고, 이것이 보수부 경사면에서 성장한 macro-scale의 균열과 만나는 순간(IV) 시편이 파단에 이르게 된다.

Fig. 6.13은 가열 온도에 따른 인장 시편 보수부의 파단면을 나타내고 있다. 앞에서 설명한 것과 같이 인장시편은 작용 하중이 커질수록 계면에 존재하는 미세 균열이 macro-scale의 균열로 성장하여 결국 파단에 이른다고 설명하였

다. 이는 Fig. 6.13 (b)에 나타낸 바와 같이 보수부 경사면에 있는 미세 균열들이 인장 하중에 의해 점점 성장하고, 주변의 micro-scale의 균열과 합쳐져 그림에서 흰색 원으로 표기된 균열로 나타난다. 또한, 이러한 균열이 레이어마다 형성된 것으로 보아 시편의 파단은 레이어 간 경계에서 발생한 micro-scale의 균열들이 합쳐져 발생한 것임을 알 수 있다. 이러한 경향은 다른 가열 조건 또한 비슷하게 나타났다. 한편, 미처리 시편의 경우 덩플이 거의 관찰되지 않았다(Fig. 6.13 (e)). 이는 짧은 연신을 거친 뒤에 보수부에서 성장한 균열은 성장하여 급격히 모재부로 전달되어 파단되었음을 의미한다. 가열 온도 250℃ 일 때, 얇은 깊이의 덩플이 계단형으로 나타났다(Fig. 6.13 (f)). 반면에 가열 온도 350℃ 일 때, 벽개파괴와 크기가 크고 깊은 덩플이 다소 관찰되었다(Fig. 6.13 (g)). 이러한 경향으로 보아 모재 가열 온도가 높을 경우 연신율이 증가함을 알 수 있다. 가열 온도 450℃ 일 때 다른 가열 온도에 비하여 다수의 덩플이 형성된 전형적인 연성 파괴를 보이고 있다(Fig. 6.13 (h)).



(a)

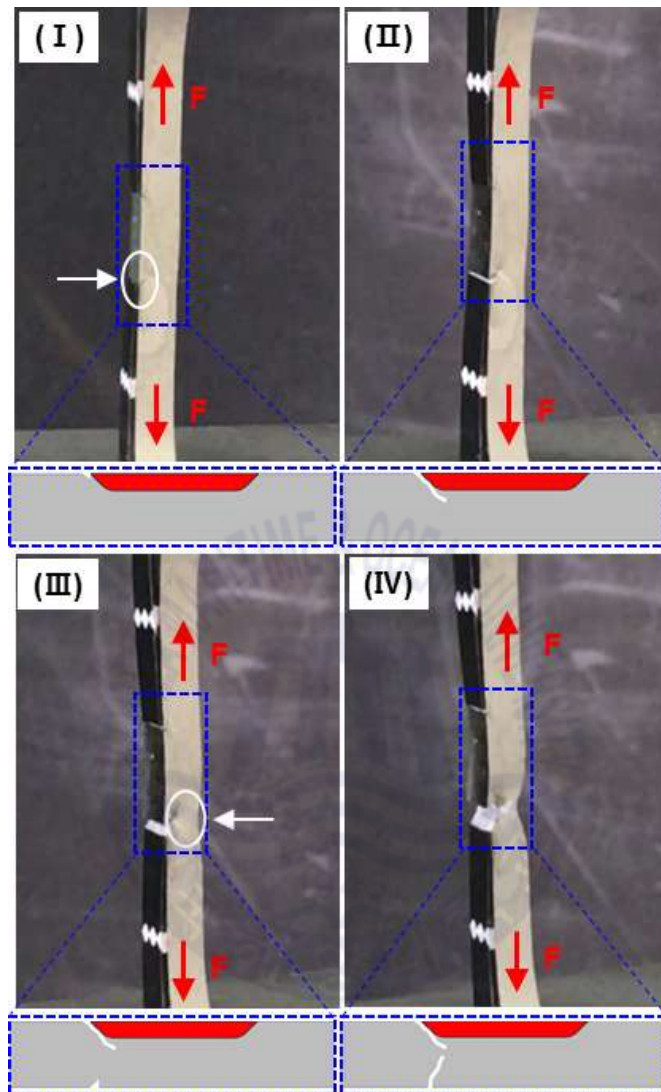


(b)

Fig. 6.11 Engineering stress-strain curves (a) at different SH temperatures, and (b) with untreated and In-situ SH sample

Table 6.1 Tensile properties of specimens with respect to SH temperature and treated condition

Condition		Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
Wrought		724±7	64±0.6
Untreated (25°C)		377±24.1	7.7±2.1
SH-treated	250°C	363±15.1	14±1.7
	350°C	443±37.4	22.7±5.5
	450°C	539±18	41.3±7.2



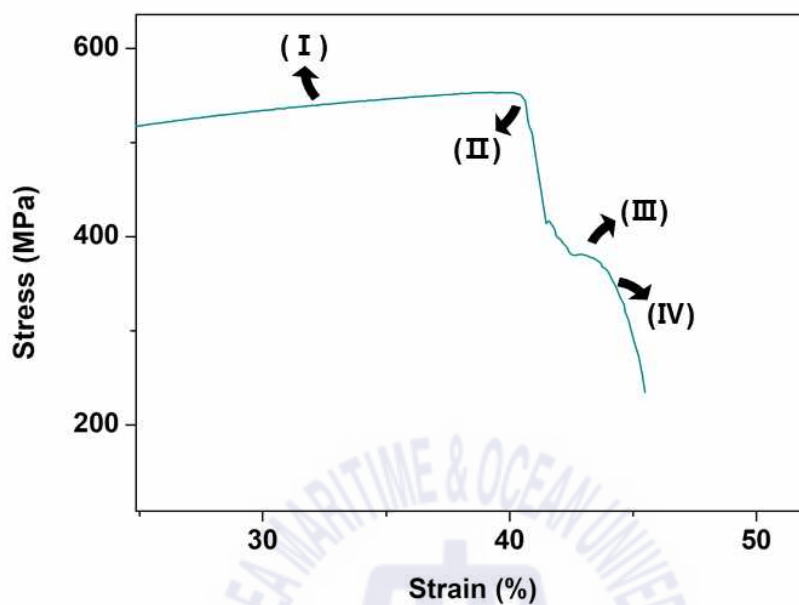


Fig. 6.12 Fracture behaviors of SH-treated specimen during tensile test

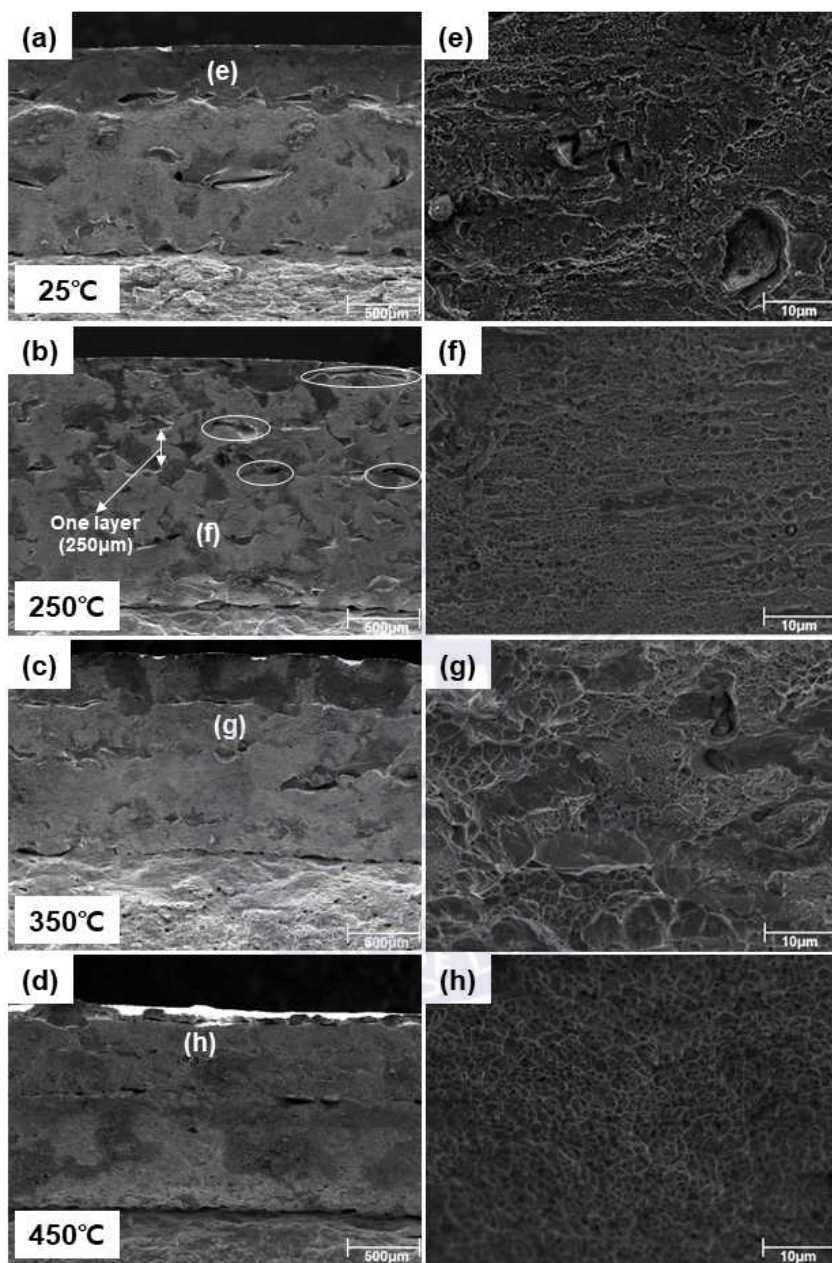


Fig. 6.13 SEM images of the fracture surface of tensile specimens treated with in-situ SH at temperatures of (a)(e) 25°C (i.e., untreated), (b)(f) 250°C, (c)(g) 350°C, and (d)(h) 450°C. (a)-(d) low magnification and (e)-(h) high magnification



## 6.7 결론

본 연구에서는 DED 공정을 이용한 보수 과정에서 계면에 발생하는 균열을 억제하기 위해 공정 중 모재 가열을 적용하여, 이에 따른 적층 특성 및 기계적 특성 변화를 관찰하였다. 이에 대한 연구 결과는 다음과 같다.

(1) 온도 변화를 관찰한 결과, 가열 온도가 높아질수록 공정이 끝난 후 온도와 냉각 시간이 길어졌다. 이는 레이저로부터 유입된 열과 지속적으로 모재를 가열하여 발생한 열 영향 때문에 공정이 끝난 순간의 온도가 높아지기 때문이다. 미처리, In-SH 샘플에 발생한 균열을 확인한 결과, In-SH 샘플에서만 균열이 저감되었음이 관찰되었다. 따라서, 공정 중 모재 가열이 균열 억제 효과가 있음을 알 수 있었다.

(2) 공정 중 모재를 가열했음에도 불구하고 경사진 경계면에서는 여전히 균열이 관찰되었는데, 이는 1차적인 보수부 주변의 냉각속도에 의한 열응력과 2차원인인 경사면에서의 에너지 공급 부족으로 발생하는 융합 부족 때문이다. 특히, 경사면 용융풀 주변의 낮은 온도와 높은 반사율에 의해 발생하는 융합 부족의 원인이 큰 것을 알 수 있었다. 이러한 모재 가열 효과에서, 온도가 높아질수록 경사면에서 에너지 밀도가 높아 충분한 융합과 침투가 되어 미세 균열의 크기가 작아지는 것을 확인하였다.

(3) 미세조직 관찰 결과, 보수부에서는 복잡한 형상의 덴드라이트 조직이 관찰되었다. 또한, 모재 가열 온도가 높아질수록 보수부의 미세조직은 조대화되었고, 수지상정형 덴드라이트 분율이 줄어든 것을 알 수 있었다.

(4) 공정 중 모재 가열 온도에 따른 보수부의 경도는 온도가 높아질수록 조대화된 미세조직에 의해 낮아지는 경향을 보였다. 모재 가열 온도가 높아질수록 보수부 경사면에 생성되는 미세균열의 크기가 작아지기 때문에 인장 특성이 향상되는 경향을 보였다. 특히, 균열의 크기가 가장 작게 나타난 온도 450℃에서 보수된 시편의 경우, 미처리 시편보다 인장강도와 연신율이 크게 향상되었음을 알 수 있었다.

(5) 인장 시편의 파단 양상은 보수부와 모재부의 경사면에서 생성된 미세 균열들이 성장하여 서로 합쳐져서 macro-scale의 균열이 만들어지게 된다. 이러한 균열들은 레이어 간 계면을 따라 전파되고, 이후 모재부에서 성장한 균열과 합쳐지면서 최종 파단이 일어남을 알 수 있다. 파단면 관찰 결과, 예열 온도가 높아질수록 연성 파괴의 특성을 나타냄을 확인하였다.

위와 같은 연구 결과를 통해 모재 가열 온도가 높아질수록 냉각속도가 느려져 균열의 크기는 작아졌고, 그 결과 인장특성이 향상됨을 알 수 있었다. 하지만 가열 온도가 높아지더라도 보수부 경사면에서 발생하는 균열을 완전히 제거할 수는 없었다. 이러한 결과로부터 경사면에 발생하는 균열이 모재부와 보수부 간의 온도 구배에 의한 응력에 의해서만 나타나는 현상이 아님을 알 수 있었다. 즉, 보수 적층 시 경사면에서 에너지 밀도의 감소에 의한 융합 부족의 결과로 나타나는 현상으로 분석된다.



## 제 7 장 결론

본 연구에서는 DED 공정변수에 따라 316L 스테인리스강의 기초 실험을 진행하여 보수 공정 조건을 설정하였으며, 보수 전과 후 인장시편의 기계적 특성 평가를 통해 보수 가능성을 분석하였다. 또한, 보수 과정에서 발생하는 결함을 억제하기 위해 그루브 형상 변화, 공정 중 후열처리, 공정 중 모재 가열을 적용하였고, 단면 관찰, 온도변화 관찰, 미세조직 관찰 그리고 기계적 특성 평가를 수행하였다. 그 결과는 다음과 같다.

(1) 레이저 출력, 분말공급량, 코액셜가스 공급량 그리고 노즐 이송속도에 따라 면적층 실험을 진행하여 적층 형상과 결함을 분석하였다. 공정변수에 따라 적층부 설계 높이가 1.5mm와 유사하고 결함이 없는 조건인 레이저 출력 900W, 분말 공급량 4.5g/min, 노즐 이송속도 850mm/min, 코액셜 가스 6l/min을 보수 공정조건으로 설정하였다.

(2) 기초 실험으로 수립된 공정조건을 이용하여 보수를 진행하였다. 보수 깊이에 따른 단면 관찰 결과, 보수 깊이가 0.5mm 시편의 경계면에서는 균열이 관찰되지 않았다. 이와는 반대로, 보수 깊이가 1.0, 2.0mm 시편의 보수부와 모재부 경계면에서 macro-scale의 균열이 관찰되었다. 또한, 보수부의 미세조직은 복잡한 덴드라이트 구조를 가지고 있고 모재부보다 결정립의 크기가 작았고, 그 결과 보수부 경도는 모재부 경도보다 높은 것을 알 수 있다. 인장 시험 결과, 0.5mm 보수된 시편의 인장강도와 연신율은 각각 원소재의 95%, 85%인 것을 알 수 있다. 보수 전과 후의 인장 특성 감소율이 적은 것을 알 수 있는데, 이는 보수부에 존재하는 미세 기공의 영향으로 고찰된다. 하지만, 보수 깊이 1.0, 2.0mm 시편은 경사면에 존재하는 균열로 인해 경계면에서 파단이 발생한 것을 알 수 있다. 그 결과, 인장특성이 상당히 감소한 것으로 판단된다.

(3) 그루브 형상을 달리하여 보수 특성을 분석하였다. 단면 관찰 결과, 타원 형상과 캡슐 형상 시험편에서는 사다리꼴 형상보다 작은 크기의 균열이 관찰되었고, 캡슐 형상 시편의 인장 특성이 가장 우수하였다. 이는 경사면의 기울기가

완만해져 레이저 흡수율이 증가하였기 때문으로 고찰된다. 또한, 그루브 폭 크기와 관계없이 유사한 크기의 균열이 기울어진 경사면을 따라 존재하였다. 그루브 폭이 커질수록 균열의 기울기는 완만해졌고, 그 결과 인장 시험 동안 균열 노치에 작용하는 최대 응력이 작아져 인장 특성이 향상되는 경향을 보였다.

(4) 보수 과정에서 발생하는 균열을 억제하기 위해 과적층을 적용하였고, 과적층 폭과 높이가 커질수록 냉각속도는 느려진 것을 알 수 있었다. 그 결과, 과적층을 적용한 보수 깊이 1.0mm인 경우 10~20  $\mu\text{m}$  균열이 발생하였다. 이러한 결과로 과적층을 적용한 1.0mm 보수된 시편의 인장강도와 연신율이 적용하지 않은 시편보다 112%, 117% 높게 나타났다. 하지만, 보수 깊이가 2.0mm인 경우 경사면에 macro-scale의 균열이 발생하여 인장 특성이 상당히 감소하였으며 과적층 효과가 없는 것을 알 수 있다. 또한, 과적층 높이와 너비가 커질수록 모재 부 정도는 낮아지는 경향을 보였는데, 이는 템퍼링 효과에 의한 것으로 고찰된다.

(5) 결함을 억제하기 위해 공정 중 모재 가열이 적용되었고, 가열 온도가 높아질수록 냉각 시간이 증가하였다. 또한, 경사면에 발생하는 균열의 크기가 작아졌다. 공정 중 모재를 가열 했음에도 불구하고 경사진 계면에서는 여전히 균열이 관찰되었는데, 이는 1차적인 보수부 주변의 냉각속도에 의한 열응력과 2차 원인인 경사면에서의 에너지 공급 부족으로 발생하는 융합 부족 때문이다. 특히, 경사면 용융풀 주변의 낮은 온도와 높은 반사율에 의해 발생하는 융합 부족의 원인이 큰 것을 알 수 있었다. 또한, 가열 온도가 높아질수록 결정립은 조대화 되었으며, 그 결과 경도가 감소하는 것으로 나타났다. 모재 가열 온도가 높아질수록 보수부 경사면에 생성되는 미세균열의 크기가 작아지기 때문에 인장 특성이 향상되는 경향을 보였다. 특히, 균열의 크기가 가장 작게 나타난 온도 450°C에서 보수된 시편의 경우, 상온 (untreated) 시편보다 인장강도와 연신율이 크게 향상되었음을 알 수 있었다.

본 연구에서는 DED 공정변수에 따른 316L 스테인리스강의 적층 특성을 분석하여 공정 조건을 선정하였고, 이를 이용하여 DED 보수를 진행하였다. 보수 깊이가 0.5mm 시편의 인장강도와 연신율은 각각 원소재의 95%, 85%로 나타났으며

그에 따른 보수 가능성을 확인하였다. 하지만, 보수 깊이가 2mm인 시편의 보수부와 모재부 경사면에서는 균열(500  $\mu$ m 이상)이 발생하였고, 인장 특성이 대폭 감소하였다. 균열을 제거하기 위해 그루브 형상 변화, 공정 중 후열처리, 공정 중 모재 가열을 적용하였다. 그 결과, 보수부와 경사면에 발생하는 균열이 그루브 형상 변화와 공정 중 모재 가열을 통해 10~20  $\mu$ m 크기로 상당히 작아졌다. 그루브 형상을 변화시킨 결과, 큰 균열이 발생한 시편(사다리꼴 형상)에 비해 균열 크기가 작은 시편(캡슐 형상)의 인장강도와 연신율이 각각 139%, 460% 증가하였다. 공정 중 모재 가열을 적용한 결과, 상온 시편(25℃ or untreated)에 비하여 450℃ 가열된 시편의 균열크기는 작아졌으며, 인장강도와 연신율이 각각 143%, 536% 증가하였다.

이러한 결과를 바탕으로 금형 또는 부품에서 발생한 파손 깊이가 500  $\mu$ m보다 큰 경우, 보수 중 가열을 통해 보수 효과를 높일 수 있을 것이라고 판단하였다. 그리고 이와는 다르게 보수 영역을 가열하는 데에 한계가 있는 대형 금형이나 부품에 대해서는 보수되는 그루브 형상을 달리하는 방식을 적용할 수 있다.

경사면에 발생하는 micro-scale의 균열을 제거하기 위해 추후에 다음과 같은 방법이 시도될 필요가 있다. 경사면에 작용하는 공정 조건(레이저 출력, 분말공급량)을 변화시켜 에너지 밀도를 높이는 방법, 모재 표면 거칠기에 따른 에너지 흡수율을 차이를 변화시키는 방법, 그리고 적층 경로(tool path)를 변화시키는 방법이 시도될 수 있다.

## 참고문헌

- [1] Han, Q., Gu, H., Soe, S., Setchi, R., Lacan, F., & Hill, J. 2018. Manufacturability of AlSi10Mg overhang structures fabricated by laser powder bed fusion Materials & Design, 160, pp.1080-1095.
- [2] Martina, F., Meinen, J., Williams, S. W., Colegrove, P., & Wang, F. 2012. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V. Journal of Materials Processing Technology, 212(6), pp.1377-1386.
- [3] Heintz, P., Müller, L., Körner, C., Singer, R. F., & Müller, F. A. 2008. Cellular Ti-6Al-4V structures with interconnected macro porosity for bone implants fabricated by selective electron beam melting. Acta biomaterialia, 4(5), pp.1536-1544.
- [4] Tofail, S. A., Koumoulos, E. P., Bandyopadhyay, A., Bose, S., O'Donoghue, L., & Charitidis, C. 2018. Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities. Materials today, 21(1), pp.22-37.
- [5] Yang, X., & Richard Liu, C. 1999. Machining titanium and its alloys. Machining Science and Technology, 3(1), pp.107-139.
- [6] Barba, D., Alabort, C., Tang, Y. T., Viscasillas, M. J., Reed, R. C., & Alabort, E. (2020). On the size and orientation effect in additive manufactured Ti-6Al-4V. Materials & Design, 186, 108235.
- [7] Attar, H., Ehtemam-Haghighi, S., Kent, D., Wu, X., & Dargusch, M. S. 2017. Comparative study of commercially pure titanium produced by laser engineered net shaping, selective laser melting and casting processes. Materials Science and Engineering: A, 705, pp.385-393.



- [8] Bartolomeu, F., Buciumeanu, M., Pinto, E., Alves, N., Carvalho, O., Silva, F. S., & Miranda, G. 2017. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting. *Additive Manufacturing*, 16, pp.81–89.
- [9] Ahmadi, A., Mirzaeifar, R., Moghaddam, N. S., Turabi, A. S., Karaca, H. E., & Elahinia, M. 2016. Effect of manufacturing parameters on mechanical properties of 316L stainless steel parts fabricated by selective laser melting: A computational framework. *Materials & Design*, 112, pp.328–338.
- [10] Majumdar, J. D., Pinkerton, A., Liu, Z., Manna, I., & Li, L. 2005. Microstructure characterisation and process optimization of laser assisted rapid fabrication of 316L stainless steel. *Applied Surface Science*, 247(1–4), pp.320–327
- [11] Liu, S., & Shin, Y. C. 2017. The influences of melting degree of TiC reinforcements on microstructure and mechanical properties of laser direct deposited Ti6Al4V–TiC composites. *Materials & Design*, 136, pp.185–195
- [12] Amado, J. M., Tobar, M. J., Yáñez, A., Amigó, V., & Candel, J. J. 2011. Crack free tungsten carbide reinforced Ni (Cr) layers obtained by laser cladding. *Physics Procedia*, 12, pp.338–344
- [13] He, X., Song, R. G., & Kong, D. J. 2019. Effects of TiC on the microstructure and properties of TiC/TiAl composite coating prepared by laser cladding. *Optics & Laser Technology*, 112, pp.339–348
- [14] Alena K, Vladimir B, Sylvain T, Cyrille C, and Victor U.: *Mater. Sci. Forum.*, 879 ,2017, 1008
- [15] Yadollahi, A., Shamsaei, N., Thompson, S. M., & Seely, D. W. 2015. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and

- microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 644, pp.171-183.
- [16] AlMangour, B., & Yang, J. M. 2016. Improving the surface quality and mechanical properties by shot-peening of 17-4 stainless steel fabricated by additive manufacturing. *Materials & Design*, 110, pp.914-924.
- [17] Amanov, A., Karimbaev, R., Maleki, E., Unal, O., Pyun, Y. S., & Amanov, T. 2019. Effect of combined shot peening and ultrasonic nanocrystal surface modification processes on the fatigue performance of AISI 304. *Surface and Coatings Technology*, 358, pp.695-705.
- [18] Majumdar, J. D., & Manna, I. 2003. Laser processing of materials. *Sadhana*, 28(3-4), pp.495-562.
- [19] Baek, G. Y., Shin, G. Y., Lee, E. M., Shim, D. S., Lee, K. Y., Yoon, H. S., & Kim, M. H. 2017. Mechanical characteristics of a tool steel layer deposited by using direct energy deposition. *Metals and Materials International*, 23(4), pp.770-777.
- [20] Wilson, J. M., Piya, C., Shin, Y. C., Zhao, F., & Ramani, K. 2014. Remanufacturing of turbine blades by laser direct deposition with its energy and environmental impact analysis. *Journal of Cleaner Production*, 80, pp.170-178.
- [21] Bi, G., & Gasser, A. 2011. Restoration of nickel-base turbine blade knife-edges with controlled laser aided additive manufacturing. *Physics Procedia*, 12, pp.402-409.
- [22] All-Party Parliamentary Sustainable Resource Group & All-Party Parliamentary Manufacturing Group, 2014, Triple win-the social economic and environmental case for remanufacturing. London: All-Party Parliamentary Sustainable Resource Group & All-Party Parliamentary Manufacturing Group

- [23] Kafuku, J.M. Saman, M.Z.M. & Yusof, S.M. .2016. Current and future issues in electronics and automobiles remanufacturing operations. In Proceedings of the Future Technologies Conference (FTC), San Francisco, CA, USA, pp.6-7 December 2016; pp. 415-421.
- [24] Srinivasan, V. S., Sandhya, R., Rao, K. B. S., Mannan, S. L., & Raghavan, K. S. 1991. Effects of temperature on the low cycle fatigue behaviour of nitrogen alloyed type 316L stainless steel. International journal of fatigue, 13(6), pp.471-478.
- [25] Hong, S. G., & Lee, S. B. 2004. The tensile and low-cycle fatigue behavior of cold worked 316L stainless steel: influence of dynamic strain aging. International Journal of Fatigue, 26(8), pp.899-910.
- [26] Wang, S., Xu, S., & Huang, S. 2018. Failure Analysis of Authentic Stainless Steel Tubes in a Vertical Fixed Shell-Tube Heat Exchanger. Journal of Failure Analysis and Prevention, 18(2), pp.405-412.
- [27] Ahmed, T. M., Alfantazi, A., Budac, J., & Freeman, G. 2009. Failure analysis of 316L stainless steel tubing of the high-pressure still condenser. Engineering Failure Analysis, 16(5), pp.1432-1441.
- [28] Alyousif, O. M., & Nishimura, R. 2008. On the stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of sensitized austenitic stainless steels in boiling saturated magnesium chloride solutions: effect of applied stress. Corrosion Science, 50(10), pp.2919-2926.
- [29] Furutani, G., Nakajima, N., Konishi, T., & Kodama, M. 2001. Stress corrosion cracking on irradiated 316 stainless steel. Journal of Nuclear Materials, 288(2-3), pp.179-186.

- [30] Traubert, T. D., & Jur, T. A. 2012. Metallurgical analysis to evaluate cracking in a 316L grade stainless steel spiral heat exchanger. *Journal of failure analysis and prevention*, 12(2), pp.198-203.
- [31] Kanne Jr, W. R. 1988. Remote reactor repair: GTA weld cracking caused by entrapped helium. *Welding journal*, 67, pp.33-39.
- [32] Wang, C. A., Grossbeck, M. L., & Chin, B. A. 1995. Threshold helium concentration required to initiate cracking during welding of irradiated stainless steel. *Journal of Nuclear Materials*, 225, pp.59-68.
- [33] Gunaraj, V., & Murugan, N. 2002. Prediction of heat-affected zone characteristics in submerged arc welding of structural steel pipes. *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*, 81(3), pp.45-s.
- [34] Sailender, M., Suresh, R., Reddy, G. C., & Venkatesh, S. 2020. Prediction and comparison of the dilution and heat affected zone in submerged arc welding (SAW) of low carbon alloy steel joints. *Measurement*, 150, 107084.
- [35] Wahab, D. A., & Azman, A. H. 2019. Additive Manufacturing for Repair and Restoration in Remanufacturing: An Overview from Object Design and Systems Perspectives. *Processes*, 7(11), pp.802.
- [36] Petrat, T., Graf, B., Gumenyuk, A., & Rethmeier, M. 2016. Laser metal deposition as repair technology for a gas turbine burner made of Inconel 718. *Physics Procedia*, 83, pp.761-768.
- [37] Lin, X., Cao, Y., Wu, X., Yang, H., Chen, J., & Huang, W. 2012. Microstructure and mechanical properties of laser forming repaired 17-4PH stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 553, pp.80-88.
- [38] Zhuang, Z., Jing, C., Hua, T., Xiaolin, Z., & Weidong, H. 2017. Microstructure and Mechanical Properties of Laser Repaired TC4 Titanium Alloy. *Rare Metal Materials and Engineering*, 46(7), pp.1792-1797.

- [39] Liu, Q., Wang, Y., Zheng, H., Tang, K., Li, H., & Gong, S. 2016. TC17 titanium alloy laser melting deposition repair process and properties. *Optics & Laser Technology*, 82, pp.1-9.
- [40] Chew, Y., Pang, J. H. L., Bi, G., & Song, B. 2015. Thermo-mechanical model for simulating laser cladding induced residual stresses with single and multiple clad beads. *Journal of Materials Processing Technology*, 224, pp.89-101.
- [41] Krzyzanowski, M., Bajda, S., Liu, Y., Triantaphyllou, A., Rainforth, W. M., & Glendenning, M. 2016. 3D analysis of thermal and stress evolution during laser cladding of bioactive glass coatings. *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials*, 59, pp.404-417.
- [42] Wang, D., Hu, Q., & Zeng, X. 2015. Residual stress and cracking behaviors of Cr<sub>13</sub>Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> based composite coatings prepared by laser-induction hybrid cladding. *Surface and Coatings Technology*, 274, pp.51-59.
- [43] Lee, C., Park, H., Yoo, J., Lee, C., Woo, W., & Park, S. 2015. Residual stress and crack initiation in laser clad composite layer with Co-based alloy and WC+ NiCr. *Applied Surface Science*, 345, pp.286-294.
- [44] Wang, F., Mao, H., Zhang, D., & Zhao, X. 2009. The crack control during laser cladding by adding the stainless steel net in the coating. *Applied Surface Science*, 255(21), pp.8846-8854.
- [45] Fu, F., Zhang, Y., Chang, G., & Dai, J. 2016. Analysis on the physical mechanism of laser cladding crack and its influence factors. *Optik*, 127(1), pp.200-202.
- [46] Yoo, Y. G., Kang, N. H., Kim, C. H., Kim, J. H., & Kim, M. S. 2007. Effect of process parameters on laser overlay behavior of Fe-based alloy powder on aluminum substrate. *Journal of Welding and Joining*, 25(1), pp.30-36.

- [47] Jendrzewski, R., Navas, C., Conde, A., de Damborenea, J. J., & Śliwiński, G. 2008. Properties of laser-cladded stellite coatings prepared on preheated chromium steel. *Materials & Design*, 29(1), pp.187-192.
- [48] Hidouci, A., Pelletier, J. M., Ducoin, F., Dezert, D., & El Guerjouma, R. 2000. Microstructural and mechanical characteristics of laser coatings. *Surface and Coatings Technology*, 123(1), pp.17-23.
- [49] Zhang, K., Wang, S., Liu, W., & Long, R. 2014. Effects of substrate preheating on the thin-wall part built by laser metal deposition shaping. *Applied Surface Science*, 317, pp.839-855.
- [50] Baek, G. Y., Lee, K. Y., Park, S. H., & Shim, D. S. 2017. Effects of substrate preheating during direct energy deposition on microstructure, hardness, tensile strength, and notch toughness. *Metals and Materials International*, 23(6), pp.1204-1215.
- [51] Selcuk, C. 2011. Laser metal deposition for powder metallurgy parts. *Powder Metallurgy*, 54(2), pp.94-99.
- [52] Bontha, S., Klingbeil, N. W., Kobryn, P. A., & Fraser, H. L. 2006. Thermal process maps for predicting solidification microstructure in laser fabrication of thin-wall structures. *Journal of Materials Processing Technology*, 178(1-3), pp.135-142.
- [53] Zheng, B., Zhou, Y., Smugeresky, J. E., Schoenung, J. M., & Lavernia, E. J. 2008. Thermal behavior and microstructural evolution during laser deposition with laser-engineered net shaping: Part I. Numerical calculations. *Metallurgical and materials transactions A*, 39(9), pp.2228-2236.
- [54] Griffith, M. L., Keicher, D. M., Atwood, C. L., Romero, J. A., Smugeresky, J. E., Harwell, L. D., & Greene, D. L. 1996. Free form fabrication of metallic



components using laser engineered net shaping (LENS). In 1996 International Solid Freeform Fabrication Symposium.

- [55] Sandia National Labs., 1996. Laser Engineered Net Shaping (LENS) for the fabrication of metallic components, Albuquerque, NM (United States): Sandia National Labs..
- [56] Park, N. R., & Ahn, D. G. 2014. Wear characteristics of Stellite6 and NOREM02 hardfaced SKD61 hot working tool steel at the elevated temperature. International journal of precision engineering and manufacturing, 15(12), pp.2549-2558.
- [57] Wang, S. H., Chen, J. Y., & Xue, L. 2006. A study of the abrasive wear behaviour of laser-clad tool steel coatings. Surface and Coatings Technology, 200(11), pp.3446-3458.
- [58] Collins, P. C., Banerjee, R., Banerjee, S., & Fraser, H. L. 2003. Laser deposition of compositionally graded titanium-vanadium and titanium-molybdenum alloys. Materials Science and Engineering: A, 352(1-2), pp.118-128.
- [59] Qian, T. T., Dong, L. I. U., Tian, X. J., Liu, C. M., & Wang, H. M. 2014. Microstructure of TA2/TA15 graded structural material by laser additive manufacturing process. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 24(9), pp.2729-2736.
- [60] Ren, H. S., Liu, D., Tang, H. B., Tian, X. J., Zhu, Y. Y., & Wang, H. M. 2014. Microstructure and mechanical properties of a graded structural material. Materials Science and Engineering: A, 611, pp.362-369.
- [61] Wang, L., Zhao, X., Ding, M. H., Zheng, H., Zhang, H. S., Zhang, B., ... & Wu, G. Y. 2015. Surface modification of biomedical AISI 316L stainless steel with zirconium carbonitride coatings. Applied Surface Science, 340, pp.113-119.

- [62] Buford, A., & Goswami, T. 2004. Review of wear mechanisms in hip implants: Paper I-General. *Materials & design*, 25(5), pp.385-393.
- [63] Thomann, U. I., & Uggowitzer, P. J. 2000. Wear-corrosion behavior of biocompatible austenitic stainless steels. *Wear*, 239(1), pp.48-58.
- [64] Keist, J. S., & Palmer, T. A. 2016. Role of geometry on properties of additively manufactured Ti-6Al-4V structures fabricated using laser based directed energy deposition. *Materials & Design*, 106, pp.482-494
- [65] Yadollahi, A., Shamsaei, N., Thompson, S. M., & Seely, D. W. 2015. Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 644, pp.171-183.
- [66] Da Sun, S., Fabijanic, D., Barr, C., Liu, Q., Walker, K., Matthews, N., & Brandt, M. 2018. In-situ quench and tempering for microstructure control and enhanced mechanical properties of laser clad AISI 420 stainless steel powder on 300M steel substrates. *Surface and Coatings Technology*, 333, pp.210-219.
- [67] LeBrun, T., Nakamoto, T., Horikawa, K., & Kobayashi, H. 2015. Effect of retained austenite on subsequent thermal processing and resultant mechanical properties of selective laser melted 17-4 PH stainless steel. *Materials & Design*, 81, pp.44-53.
- [68] Facchini, L., Vicente Jr, N., Lonardelli, I., Magalini, E., Robotti, P., & Molinari, A. 2010. Metastable austenite in 17-4 precipitation-hardening stainless steel produced by selective laser melting. *Advanced Engineering Materials*, 12(3), pp.184-188.
- [69] Da Sun, S., Liu, Q., Brandt, M., Luzin, V., Cottam, R., Janardhana, M., & Clark, G. 2014. Effect of laser clad repair on the fatigue behaviour of

- ultra-high strength AISI 4340 steel. *Materials Science and Engineering: A*, 606, pp.46-57.
- [70] Lin, J., & Hwang, B. C. 1999. Coaxial laser cladding on an inclined substrate. *Optics & Laser Technology*, 31(8), pp.571-578.
- [71] Shim, D. S., Lee, K. Y., & Park, S. H. 2019. Bending strength of tool steel preheated to various temperatures and layered by direct energy deposition. *Materials Science and Engineering: A*, 744, pp.548-559.
- [72] Baek, G. Y., Lee, K. Y., Park, S. H., & Shim, D. S. 2017. Effects of substrate preheating during direct energy deposition on microstructure, hardness, tensile strength, and notch toughness. *Metals and Materials International*, 23(6), pp.1204-1215.
- [73] Norman, P., Engström, H., & Kaplan, A. F. H. .2007. State-of-the-art of monitoring and imaging of laser welding defects. In 11th NOLAMP Conference in Laser Processing of Materials pp. 20-22.
- [74] Eltawahni, H. A., Benyounis, K. Y., & Olabi, A. G. 2015. High power CO2 laser cutting for advanced materials-review. In Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. Elsevier BV.
- [75] Fung, C. P., Peng, K. P., & Doong, J. L. 1990. Study of surface temperature on laser cutting and welding power absorption. *International communications in heat and mass transfer*, 17(2), pp.147-154.
- [76] Sun, G. F., Shen, X. T., Wang, Z. D., Zhan, M. J., Yao, S., Zhou, R., & Ni, Z. H. 2019. Laser metal deposition as repair technology for 316L stainless steel: Influence of feeding powder compositions on microstructure and mechanical properties. *Optics & Laser Technology*, 109, pp.71-83.

- [77] Kumar, B. R., Sharma, S., & Mahato, B. 2011. Formation of ultrafine grained microstructure in the austenitic stainless steel and its impact on tensile properties. Materials Science and Engineering: A, 528(6), pp.2209-2216.



## 감사의 글

석사과정을 마치며 끝내지 못하고 부족한 것을 채우지 못해 아쉬움이 많이 남지만, 만났던 모든 분들 덕분에 행복했고 무사히 마칠 수 있었습니다. 막상 제게 이런 시간이 찾아오니 떨리고 어떤 식으로 제 마음을 표현해야할지 망설여집니다. 그 마음을 담아 조심스레 글을 적어봅니다.

3년이란 연구실 생활동안, 실험 준비부터 마무리까지 다양한 경험을 해볼 수 있었습니다. 전공 지식, 실험 방법 등 학부과정에서 해보지 못한 것을 많이 배웠습니다. 공부만 열심히 했던 학부과정과 달리, 대학원은 저에게 있어서 새로운 경험이었습니다. 여러 가지를 계획하고 관리하고 발생한 문제를 해결하는 방법을 배웠고, 많은 것을 생각할 수 있는 능력을 기를 수 있었습니다. 또한, 석사과정 동안 많은 분들을 만났습니다. 처음에는 어렵게만 느껴졌던 대화가 편안해지고 더욱 적극적으로 대하는 제 자신을 발견할 수 있었습니다. 새로운 사람을 만나는 재미를 알았고 너무나도 소중한 인연임을 깨달았습니다.

새롭고 값진 경험 그리고 행복한 추억을 만들어주신 심도식 교수님께 깊은 감사 인사를 드립니다. 너무나도 부족했던 저에게 많은 가르침과 조언을 아끼지 않으셨고, 관심을 가져주셔서 감사합니다. 교수님 덕분에 학문적으로나 인간적인 면에 있어서 많은 성장을 할 수 있었습니다. 기회와 용기를 주신 심도식 교수님께 감사드립니다. 또한, 항상 직속 제자로 여겨주신 이은경 교수님께 감사 인사를 드립니다. 교수님 덕분에 연구하는데 있어서 많은 도움을 받았고, 진로상담 등 여러 면에서 큰 용기를 얻었습니다. 그리고 논문 심사를 맡아주신 고정혁 교수님, 항상 웃으시며 반겨주시고 심도식 교수님을 만나게 해주신 김준영 교수님께 감사드립니다.

제 연구에 있어서 빠질 수 없는 한국생산기술연구원의 경윤이형, 중윤이형 그리고 광용이형에게 너무나도 감사드립니다. 아무것도 모르던 저에게 DED 장비, 실험 등 여러 가지를 많이 가르쳐주셔서 무사히 과정을 마칠 수 있었고, 저에게 큰 형들이 되어주셔서 감사하고 은혜 잊지 못할 것 같습니다. 또한, 만날 때 마다 밝게 반겨주시고 항상 챙겨주신 이기용 박사님 정말 감사드립니다. 무엇보다. 연구실 생활을 하면서 큰 버팀목이었고 의지할 수 있었던 동기 민섭이형에게 이 자리를 빌려 정말 고맙다는 말을

전합니다. 장난치고 티격태격하지만 누구보다 믿고 따라와 준 예은이에게 감사합니다. 비록 같이한 시간이 길지 않지만 소중한 추억을 남겨준 태진이, 찬진이, 현성이, 영택이, 주영이, 준호, 재엽이, 수호 그리고 한별이에게 정말 감사합니다. 먼 이국 땅에서 온 항상 웃는 얼굴의 창량이에게 감사하며, 실험실 초기부터 같이 지내왔던 승원이 승영이에게 감사합니다. 마지막으로 지금은 졸업한 실험실 학부생 재원이, 대영이, 준호, 윤지에게 감사인사 전합니다. 그리고 항상 긍정적인 영향을 주고 제 자신을 되돌아볼 수 있게 해준 해피맨 철민이에게 감사합니다. 여러분들이 있어서 행복했고 덕분에 이 날이 왔습니다. 다시 한번 감사의 인사를 전하며 저를 만난 모든 분들이 행복하시길 바랍니다.

멀리있는 둘째 아들이 항상 걱정되는 우리 부모님, 항상 응원해주시고 기도해주셔서 정말 감사드립니다. 앞으로 더욱 나은 아들이 되겠습니다. 그리고 많이 찾아뵙지 못하지만 항상 응원해주신 우리 조부모님, 때론 친구같고 아빠같은 존재인 장진이형에게 감사드립니다. 마지막으로 3년이란 시간동안 같이 슬퍼해주고 고민해주고 좋아해주던 하나뿐인 여자친구 다정이에게 기다려줘서 고맙다는 말 전하며 글을 마칩니다.

